

自動車用薄鋼板構造体の疲労寿命予測技術と疲労強度向上技術に関する研究

著者	塩崎 毅
学位授与機関	Tohoku University
学位授与番号	11301甲第18640号
URL	http://hdl.handle.net/10097/00127520

博士學位論文

論文題目

自動車用薄鋼板構造体の疲労寿命予測技術と
疲労強度向上技術に関する研究

Doctoral Thesis Title

Study of the Fatigue Life Prediction Techniques and
the Fatigue Strength Improvement Techniques for
Automotive Steel Structures

提出者

東北大学大学院工学研究科

機械機能創成 専攻

学籍番号 B6TD1004

氏名 塩崎 毅

Name SHIOZAKI TSUYOSHI

指 導 教 員	小川和洋 教授
研究指導教員	
審 査 委 員 (○印は主査)	<p><u>○小川和洋 教授</u></p> <p><u>1 橋田俊之 教授</u> <u>2 岡部朋永 教授</u></p> <p><u>3 市川裕士 准教授</u> <u>4 教授</u></p> <p><u>5 教授</u> <u>6 教授</u></p>

博士学位論文

自動車用薄鋼板構造体の疲労寿命予測技術と
疲労強度向上技術に関する研究

平成 30 年度

(平成 31 年 1 月 15 日提出)

東北大学大学院工学研究科

機械機能創成専攻

塩崎 毅

Study of the Fatigue Life Prediction Techniques and the Fatigue Strength Improvement Techniques for Automotive Steel Structures

Tsuyoshi Shiozaki

Abstract

Applications of high strength steel sheets to automotive body and chassis parts are effective for weight saving in vehicles because the thickness of the steel sheets and the number of parts are reduced. However, the fatigue reliability of the body and chassis parts should be considered carefully since the parts are subjected to cyclic loading. Press-formed parts are usually assembled by a spot and an arc welding processes, and the welded joints are often the dominant factor in the fatigue performance. In addition, the press formed parts have cut edges formed by mechanical cutting operations. Hence, the fatigue strength of the cut edges also should be considered carefully.

First of all, this study presents a new FE (finite element)-based fatigue life prediction technique for spot-welded steel structures. The technique was developed to represent phenomena in which spot welds successively fracture. The feature of the technique had the processes of renewing finite element models according to the fracture of spot welds. The procedures of renewing spot weld models were determined based on experiments carried out on single and multi-spot-welded joints. The beam elements representing the spot welds judged fractured were removed from a structural model. The proposed technique was applied to evaluate fatigue life of actual automotive body structures, a footrest assembly and a rear body installed a trailer hitch. Accuracy of predicted life by the proposed technique was higher than that by a conventional technique that evaluate all spot welds fatigue lives with only once FE analysis.

Next, the fatigue properties of high strength steel sheets with punched holes were investigated to reveal the effect of microstructure, work hardening, roughness, and residual stress. As a result, the roughness and the tensile residual stress on the fracture zone at cut edge were dominant factor in the fatigue performance of the high strength steel sheets with punched holes. Then, the effect of residual stresses on the bending fatigue strength of steel sheets with punched holes was studied for high strength steel sheets. Heat treatment of the specimens with punched holes decreased tensile residual stresses around the holes and improved the fatigue strength of the sheets. This result means that the tensile residual stresses induced in the sidewalls of the holes and near the hole edges by punching reduced fatigue strength. The effect of the residual stresses on the fatigue limits of the edges was estimated by the modified Goodman relation using the residual stresses after cyclic loading and the ultimate tensile strength at the fatigue crack initiation sites.

After that, this study presents a new FE-based fatigue life prediction technique for arc welded structures considered the ratio of the tensile stress and the bending stress at weld toes for a fatigue evaluation parameter. The effect of the bending stress on the fatigue evaluation parameter was determined to be equal to half of the tensile stress on that, based on the fact that the crack growth rate under a bending load condition is half of that under a tensile load condition. The fatigue evaluation parameter was named the equivalent tensile stress. The proposed approach was applied to evaluate fatigue life of a hollow section T-joint. The predicted critical point on the joint agreed with the crack initiation site in the fatigue test. Moreover, the proposed approach successfully predicted the fatigue life of the joint.

The above structural stress approach for arc welded structures did not reflect the stress concentration induced by arc weld toe geometry. It is known that the decrease in fatigue strength due to the stress concentration increase with the strength of steel. However, only a few studies have investigated ultra-high strength steel sheets. Therefore, the effect of arc weld toe geometry on bending fatigue performance was studied using as-welded and toe machined welded joints of an ultra-high strength steel with a tensile strength grade of 980 MPa. Weld toe machining significantly improved the fatigue strength of the welded joints even when the radius of the machined toe was small, 0.5 mm. The fatigue cracks of the as-welded joints initiated along the bottom of the ripple pattern in the weld metal near the weld toe. As a result of a fatigue life prediction based on the fracture mechanics approach, the predicted life of the machined joints showed a good correspondence with the experimental data. On the other hand, the predicted fatigue life of the welded joints was significantly longer than the experimental data in the low-stress region. This result suggested that it is important to consider the microscopic geometry of the weld ripple pattern in order to improve the accuracy of fatigue life predictions of as-welded joints.

Finally, two type of new approach were studied to improve fatigue strength of arc welded 980MPa grade steel joints. One was a fatigue strength improvement technique by using joggled steel sheets. The other was a technique by cold spray coating using Zn powder and Fe + Al₂O₃ powder. The fatigue strength of the joggled lap joints was superior to that of the conventional lap joints. It was found that the probability of crack initiation in the joggled lap joints was lower than that of the conventional lap joints in the low-stress region. In the case of cold spray coating using Zn powder,

fatigue performance of cold sprayed joints was similar to that of as-welded joints. On the other hand, fatigue performance of the welded joint sprayed with Fe + Al₂O₃ powder was considerably higher than that of as-welded joints. It was found that the Zn powder did not induce compressive residual stress and the Fe + Al₂O₃ powder induced compressive residual in the vicinity of weld toe. Furthermore, it seems that the Fe + Al₂O₃ coating expanded the radius at the position of weld toe.

目次

第 1 章	序論	1
1.1	研究の背景	1
1.2	スポット溶接継手の疲労寿命予測技術に関する従来の研究	8
1.3	せん断端部の疲労特性に関する従来の研究	14
1.4	アーク溶接継手の疲労寿命予測技術に関する従来の研究	16
1.5	アーク溶接継手部の疲労強度向上技術の従来の研究	18
1.6	コールドスプレー法に関する従来の研究	19
1.7	研究目的と本論文の構成	20
第 1 章	参考文献	22
第 2 章	スポット溶接構造体の疲労寿命予測に関する検討	29
2.1	はじめに	29
2.2	解析手法	29
2.3	評価指標とする構造応力の算出方法	30
2.4	種々の単点スポット溶接継手疲労データの構造応力による整理	34
2.5	単点スポット溶接継手および複数スポット溶接構造体での疲労破壊挙動	37
2.5.1	実験方法	37
2.5.2	結果および考察	37
2.6	複数スポット溶接部の逐次破壊を考慮した実構造体での疲労寿命予測手法	41
2.7	フットレスト実構造への適用例	42
2.7.1	解析条件および試験方法	42
2.7.2	結果と考察	44
2.8	トレーラヒッチ実構造への適用例	46
2.8.1	解析条件	46
2.8.2	結果と考察	47
2.9	まとめ	48
第 2 章	参考文献	50
第 3 章	せん断加工部の疲労特性に関する検討	51
3.1	はじめに	51
3.2	打抜き孔部の疲労特性に及ぼす金属組織の影響に関する基礎的検討	51
3.2.1	実験方法	51

3.2.1.1	供試材と試験片形状	51
3.2.1.2	硬さ、粗さおよび残留応力の測定方法	53
3.2.1.3	疲労試験方法	54
3.2.2	実験結果	55
3.2.2.1	疲労特性および疲労破面	55
3.2.2.2	孔端面近傍の硬さ分布	55
3.2.2.3	打抜き孔端面の粗さ分布	55
3.2.2.4	打抜き孔端面の残留応力分布	60
3.2.3	考察	62
3.2.3.1	孔加工部の疲労強度に対する主たる影響因子	62
3.2.3.2	打抜き孔部の端面荒れに及ぼす金属組織の影響	63
3.2.3.3	加工孔付き試験片の破壊力学的アプローチによる疲労寿命予測	64
3.3	打抜き孔部の疲労特性に及ぼす残留応力の影響	71
3.3.1	実験方法	71
3.3.1.1	供試材と試験片	71
3.3.1.2	残留応力と硬さの測定方法	72
3.3.1.3	疲労試験方法	74
3.3.2	実験結果	74
3.3.2.1	打抜き孔近傍の硬さ分布	74
3.3.2.2	打抜き孔部の残留応力分布	75
3.3.2.3	打抜きまま試験片の疲労特性	77
3.3.3	考察	79
3.3.3.1	疲労特性に及ぼす熱処理の影響	79
3.3.3.2	疲労強度と残留応力の関係	81
3.4	まとめ	86
第 3 章	参考文献	88
第 4 章	構造応力を評価指標とするアーク溶接構造体の疲労寿命予測	90
4.1	はじめに	90
4.2	有限要素解析モデルと評価指標とする構造応力の算出方法	90
4.3	継手形式、荷重方向および板厚が異なる継手試験結果の構造応力による整理	92
4.3.1	試験方法	92
4.3.2	疲労試験結果	93

4.3.3	従来の構造応力による疲労評価	94
4.3.4	等価引張応力による疲労評価	96
4.4	角コラム継手の疲労寿命予測	99
4.4.1	実験方法	99
4.4.2	試験結果と等価引張応力による評価	101
4.5	予測精度に関する他の評価指標との比較	102
4.6	まとめ	105
第4章	参考文献	107
第5章	溶接部の疲労特性に及ぼす溶接止端部形状の影響と疲労寿命予測精度	108
5.1	はじめに	108
5.2	実験方法	108
5.2.1	供試材と試験片	108
5.2.2	溶接部形状、残留応力および硬さの測定方法	109
5.2.3	疲労試験	111
5.2.4	ひずみ制御試験	111
5.3	実験結果	112
5.3.1	疲労特性	112
5.3.2	疲労き裂発生および進展	112
5.3.3	残留応力の影響	117
5.4	溶接まま継手と機械研削継手の破壊力学的アプローチによる疲労寿命予測	118
5.4.1	計算方法	119
5.4.1.1	有限要素解析	119
5.4.1.2	き裂発生寿命の計算方法	121
5.4.1.3	き裂進展寿命の計算方法	123
5.4.2	結果と考察	124
5.4.2.1	溶接継手の応力分布および応力集中係数	124
5.4.2.2	疲労寿命予測と実験結果の比較	127
5.4.2.3	溶接まま継手と溶接止端部研削継手に対する疲労寿命予測方法の妥当性	130
5.5	まとめ	132
第5章	参考文献	134
第6章	アーク溶接継手部の疲労強度向上技術	136
6.1	はじめに	136

6.2	せぎり形状付与による検討	136
6.2.1	実験方法	136
6.2.1.1	供試材と試験片	136
6.2.1.2	溶接部形状，残留応力および硬さの測定方法	138
6.2.1.3	疲労試験方法	139
6.2.2	実験結果	139
6.2.2.1	溶接止端部形状，硬さ分布，残留応力分布	139
6.2.2.2	疲労特性	142
6.2.3	考察	143
6.2.3.1	疲労特性に及ぼす溶接部近傍硬さと残留応力の影響	143
6.2.3.2	せぎり継手の疲労強度向上要因	144
6.2.3.3	疲労特性に及ぼす溶接止端部形状分布の影響	146
6.2.4	まとめ	147
6.3	コールドスプレー法による検討	148
6.3.1	実験方法	148
6.3.1.1	供試材，試験片およびコールドスプレー成膜条件	148
6.3.1.2	残留応力測定方法	149
6.3.1.3	疲労試験	150
6.3.2	結果と考察	150
6.3.2.1	形成された皮膜形態	150
6.3.2.2	疲労特性と疲労き裂の発生および進展挙動	151
6.3.2.3	コールドスプレー法による疲労特性改善の要因	156
6.3.3	まとめ	158
6.4	まとめ	159
	第 6 章 参考文献	160
	第 7 章 結論	161
	Appendix A. 応力集中場に存在する表面き裂最深部の K 値算定近似法	164
	謝辞	168

第1章 序論

1.1 研究の背景

地球規模の気候変動はすでに疑いようのない状況となっており[1-1~1-3]，地球温暖化防止の観点から温室効果ガスの大半を占める CO₂ の排出削減が国際的な議論の的となっている．2015 年 12 月に開催された COP21（気候変動枠組条約第 21 回締結国会議）では，2020 年以降の温室効果ガス排出削減等のための国際的枠組みで，全ての国が参加する公平な合意としてパリ協定が採択された．この協定では産業革命前と比べて気温上昇を 2℃までに抑えること，さらには 1.5℃に抑える努力を追及することが言及されている[1-4]．このパリ協定の実現に向け，世界各国において対応が検討されている．このような背景の下，陸上の移動・輸送手段の代表である自動車に対し，主要地域・国では企業平均燃費（Corporate Average Fuel Economy：CAFE）と呼ばれる CO₂ 排出規制を設定して燃費改善を求めている．図 1-1 は，乗用車に対する各国・地域の燃費規制値推移を示しており（[1-5]より作成），排出規制 116g/km の燃費換算が 20km/リットルであることから，自動車各社にとって達成には相当な努力を要すると考えられる．このような CO₂ 排出規制強化に対応するため，自動車メーカーでは，駆動システム面からの検討として，従来からのガソリンエンジンの燃費向上に加え，エンジンと電動モーターを併用したハイブリッド車の普及促進，さらには電気自動車および燃料電池車の開発にシフトしつつある．一方，従来から，燃費向上には車両重量の軽減が有効であることが知られている．図 1-2 は乗用車における車両重量と CO₂ 排出量の関係[1-6]である．MT（マニュアルトランスミッション）車，AT（オートマチックトランスミッション）車および CVT（連続可変トランスミッション）車といったガソリンエンジン車において車両の軽量化が CO₂ 排出量の低減につながることを示されている．さらに近年，車種数が増加してきたハイブリッド車においても，ガソリンエンジン車における車両重量と CO₂ 排出量の関係より CO₂ 排出量が低減されることは明らかであるものの，車両を軽量化することで CO₂ 排出量が低減されるという関係はガソリンエンジン車と同様であり，車両軽量化の必要性は依然として変わらない．

一方，自動車の性能および快適機能を高めるために車両重量は増加する傾向にある．このため，性能を高めつつ軽量化する努力が自動車メーカーでは続けられている．

典型的な例として衝突安全性の確保と軽量化の両立が挙げられる．世界各国・地域では交通事情に合わせて独自の NCAP(New Car Assessment Program)と呼ばれる衝突安全基準を設定している．表 1-1 は，自動車アセスメントを実施している国・地域とその呼称および実施機関を示しており[1-7]，毎年，各メーカーの車両が衝突安全性を評価され，その結果がホームページ上に開示されている．厳しい試験として有名な米国道路安全保険協会（Insurance

Institute for Highway Safety : IIHS) が実施しているスモールオーバーラップ試験[1-8]は、図 1-3 に示すように、速度 64km/h で車体前面の外側 25%を剛体壁に衝突させるというものである。この試験は正面衝突を避けようとして道路脇の電柱やガードレールに衝突する場合を想定している。剛体壁と衝突する車幅前面の範囲が非常に狭いため、車幅前面の半分が衝突する従来のオフセット衝突に対してエネルギー吸収するよう設計されていた車体構造が十分機能せず、乗員死亡率が高いとされている。このような厳しい衝突基準を満足できる強

	2015	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	2023	2024	2025
EU	★130g/km						★95g/km		68-78g/km	★	
Japan	★137g/km					★114g/km					検討中
US			★132g/km							89g/km	★
China	★160g/km					★116g/km				93g/km	★
Korea	★140g/km					★97g/km					検討中
India							★113g/km				
Saudi Arabia		★163g/km				★137g/km					

Fig. 1-1 Regulation of Corporate Average Fuel Economy: CAFE [1-5].

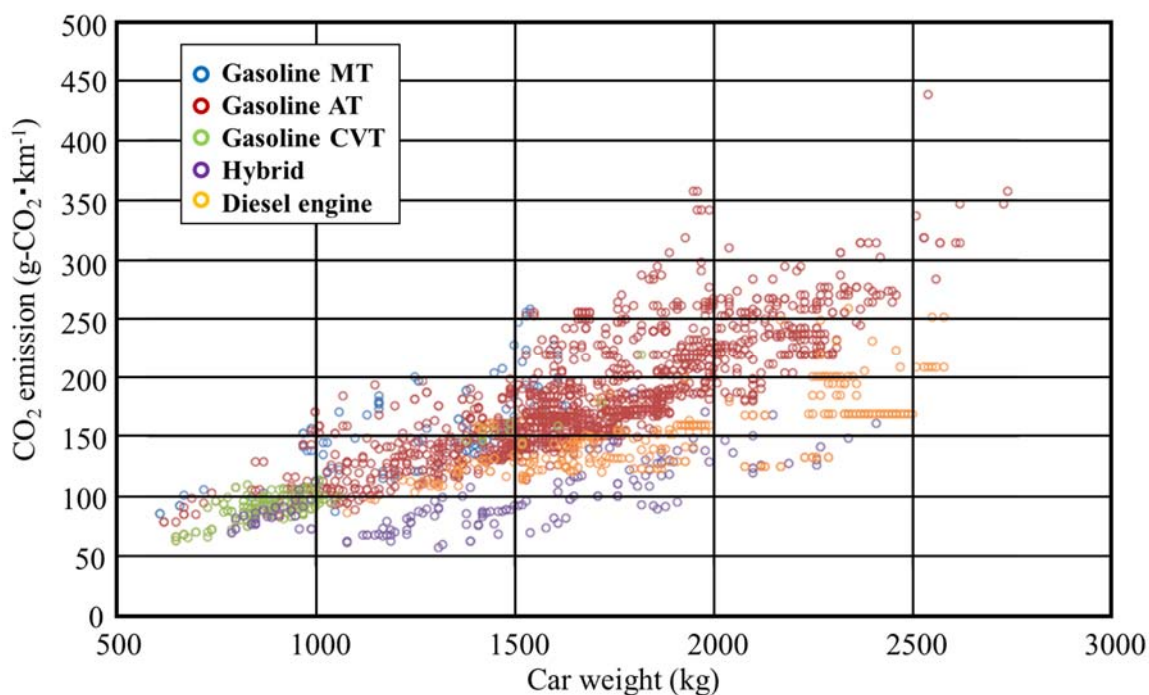


Fig. 1-2 Relationship between gas mileage and car weight [1-6].

Table 1-1 NCAP in each countries and region [1-7].

Country, Region	Name	Organization
Japan	JNCAP	National Agency for Automotive Safety & Victim's Aid (NASVA)
USA	USNCAP	NHTSA (National Highway Traffic Safety Administration) United States Insurance Institute for Highway Safety (IIHS)
EU	Euro NCAP	Euro NCAP (Assisted by European Commission and others)
Australia/New Zealand	ANCAP	State Governments of Australia, Government of New Zealand, others (ANCAP)
China	C-NCAP	China Automotive Technology & Research Center (C-NCAP)
Korea	K-NCAP	Korea's Ministry of Land, Transport and Maritime Affairs (KNCAP)

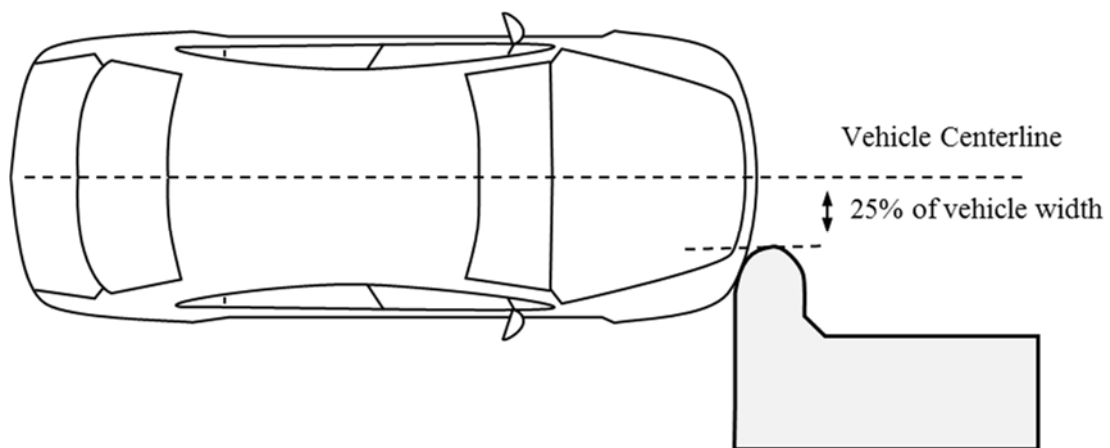


Fig. 1-3 Small over lap crash test condition [1-8].

固な車体とするために車体重量は増加する方向となり、燃費向上には車体の軽量化がさらに必要となってきた。このため、車体にはより高強度な鋼板の適用が進んできている。図 1-4 は、ある中型車のモデルチェンジに伴うホワイトボディに使用された鋼板の強度の比率を比較している。新しいモデル(Successor)では引張強度 980 MPa 級および 1470 MPa 級といった超高強度鋼板の使用比率が大幅に高くなっていることがわかる。このように、車体では鋼板板厚の増加を抑制しつつ衝突安全性を高める努力が行われている。

Material grade ratio in BIW (Body in White)

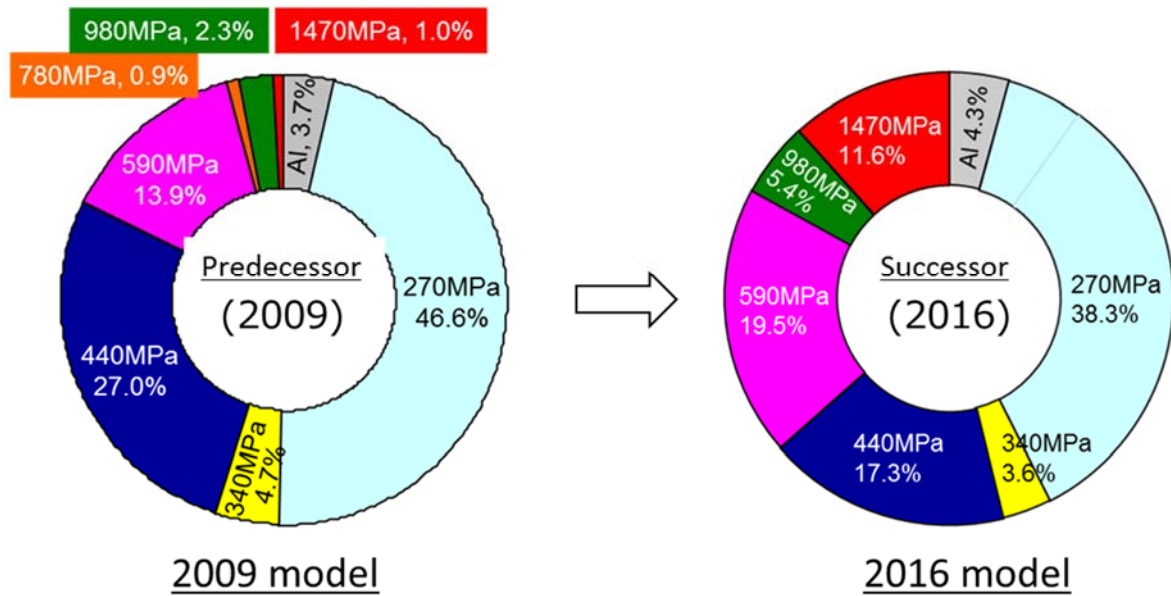


Fig. 1-4 Comparison of application of high strength steel to car body parts in successor and predecessor.

また、自動車の構造は大きく分けると上述の車体とそれを支える足回りとも呼ばれるシャシーに分けられ、車体による軽量化ばかりでなく、シャシー部品による軽量化も効果的である。図 1-5 は、自動車のシャシー部品およびモジュールを示している。主要なものとしてフロントサスペンションメンバ、フレーム、リアサスペンションメンバ、リアアクスル、ロア

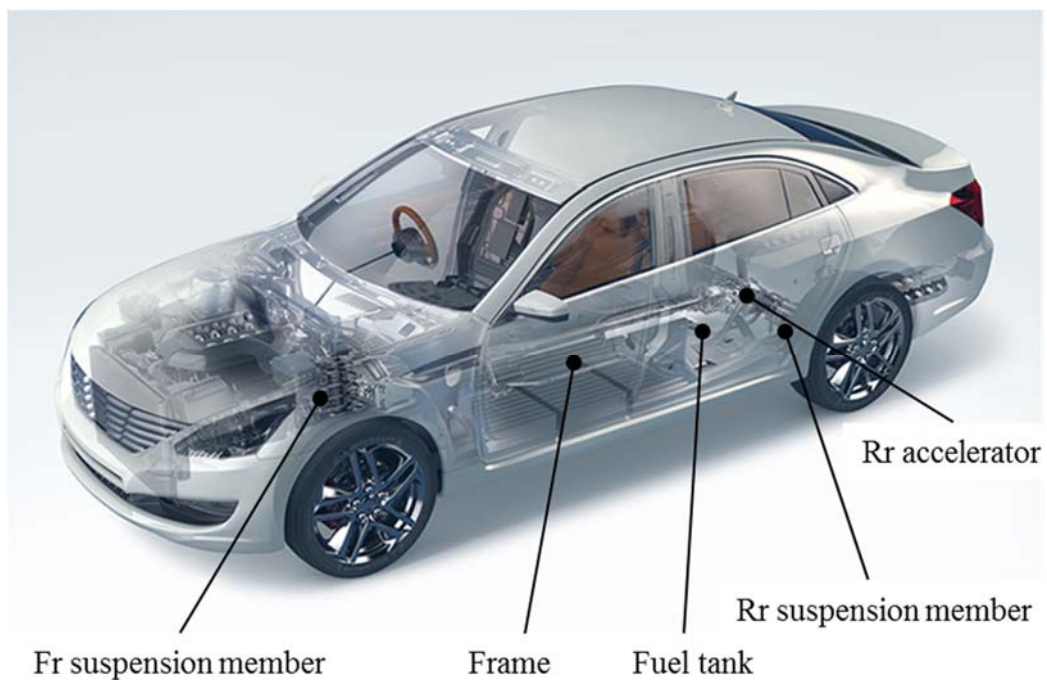


Fig. 1-5 Chassis parts used in a car.

アームなどから構成されている。また、タイヤのホイールも足回り部品に含まれる。シャシー部品には車体を支える剛性と足回りであることに起因する腐食への考慮が必要であるため、車体に用いられる鋼板に比べると厚い板厚の熱延鋼板が多用されている。このため、車体用鋼板と比較すると高強度化は緩やかに進んできた。したがって、部品設計の工夫によって高い軽量化が期待できる部位でもある。近年、高いプレス成形性を有する引張強度 980 MPa 級の熱延超高強度鋼板が開発され始めている[1-9]。

自動車の安全性として衝突安全性について既に述べたが、耐久消費財である自動車には疲労耐久性の確保が必須である。走行路面の凹凸あるいは加速と減速で生じる入力によりシャシーおよび車体ともに繰返し負荷が作用する。この繰返し負荷による破損を回避するため、自動車開発においては長い期間と莫大な工数および費用がかけられている。

車体は約 300～350 点の薄板プレス部品を約 3500～5000 点のスポット溶接で組み立てられており[1-10]、スポット溶接点は直径数 mm の点状であるため、応力集中源となり疲労破壊の危険部となる。ここで、スポット溶接について簡単に説明する。図 1-6 はスポット溶接原理を模式的に示した断面図である。鋼板を重ねて銅電極で挟み込み、数百 kg の加圧をかけて 1 万 A 前後の大電流を数分の 1 秒流し、接合面部位を熔融させた後、直ちに凝固させて接合する。スポット溶接は他の溶接法に比べて生産性が高く、薄板を使用する車体の組み立てに最も適した接合法とされている。しかし、図 1-7 に示すように、スポット溶接継手の疲労強度は同一な継手形式で比較した場合、鋼板の引張強さに関係なくほぼ同じであり、鋼板の板厚が薄くなるとスポット溶接部の疲労強度が低下する[1-11]。図 1-6 に示したように、スポット溶接部（ナゲット）は鋼板の合わせ面に鋼板自体が熔融して形成され、切欠き形状となるナゲット周辺から疲労き裂が発生および進展する。このため、スポット溶接部の切欠き形状を変化させて疲労強度をコントロールすることは難しく、車体の軽量化のために鋼板を薄肉化していくには、スポット溶接部単点ではなく、複数のスポット溶接部を含む構造体として疲労設計することが重要になる。すなわち、多数のスポット溶接部を有する自動車車体に対して高精度に疲労寿命を予測できる手法を開発し、設計に反映することが必要となる。これにより、車体に高強度鋼板を適用して薄肉化できる可能性が高まってくる。また、車体の開発期間の短縮、開発費の低減および信頼性の向上に繋げることにもなる。

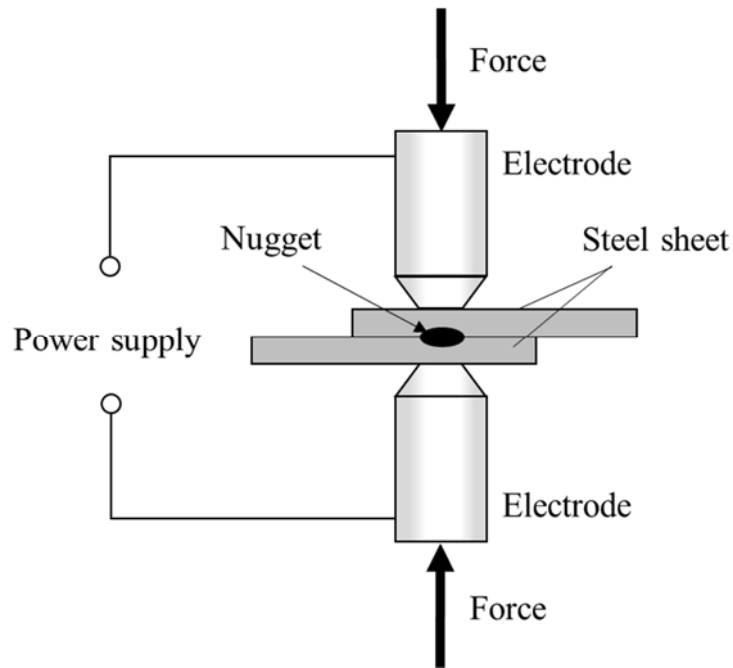


Fig. 1-6 Schematic illustration of spot welding.

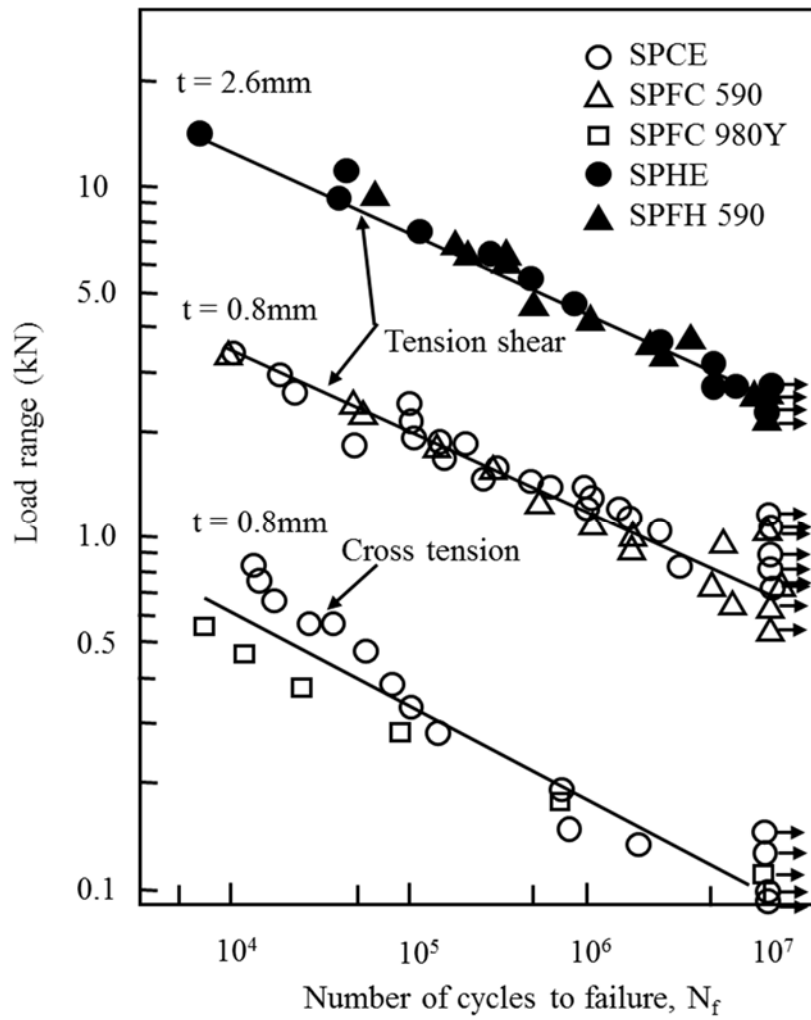


Fig. 1-7 Fatigue strength of spot welds [1-11].

また、シャシー部品は、薄鋼板からブランクングと呼ばれる金型を用いたせん断加工によりプレス成形し易い輪郭形状の板（ブランク板）を切り出した後、そのブランク板をプレス成形し、アーク溶接で組み立てて製造される。このとき、部品によってはプレス成形後に打抜き孔加工も行われる。シャシー部品は路面からの入力を受け止める部位であるため、厳しい繰返し負荷を受ける。このとき、せん断加工端面およびアーク溶接部は応力集中部となるため疲労破壊の危険部位となる。図 1-8 はせん断加工方法の断面図を示している。せん断加工端面は端面の粗さ、端面近傍の加工硬化、バリの存在および残留応力の発生といった種々の特徴を持つため、これらが疲労特性に及ぼす影響を明確にする必要がある。特に、いずれが主要因子となるかということと、影響因子の定量的評価が重要と考えられる。一方、アーク溶接部は、図 1-9 に示すように、通常、鋼板強度が上昇してもアーク溶接継手の疲労強度はほぼ一定であることが知られている[1-11]。シャシー部品を軽量化するために鋼板を高強度化して薄肉化するには、上述のスポット溶接継手の場合と同様に構造面から疲労設計することが重要である。ただし、スポット溶接継手の場合と異なり、アーク溶接部で疲労破壊の危険部となる溶接止端部は外表側に出ているため、溶接止端部形状の制御や止端部近傍の残留応力制御の可能性が残されている。したがって、高強度鋼板を有効に活用できる可能性が高いため、アーク溶接部の疲労特性向上技術の検討は、シャシー部品に用いる鋼板の高強度化が進むほど重要性が増すと予想される。

以上のように、地球温暖化の抑制に向けた CO₂ 排出削減の観点から自動車の軽量化が強く求められており、そのためには高精度な疲労寿命予測手法を開発して設計に反映することおよび有効な疲労特性向上技術を検討しておくことが重要となってくる。このことは、自動車の開発期間の短縮によるエネルギーの無駄回避と開発費低減のコストメリットにも繋がる。

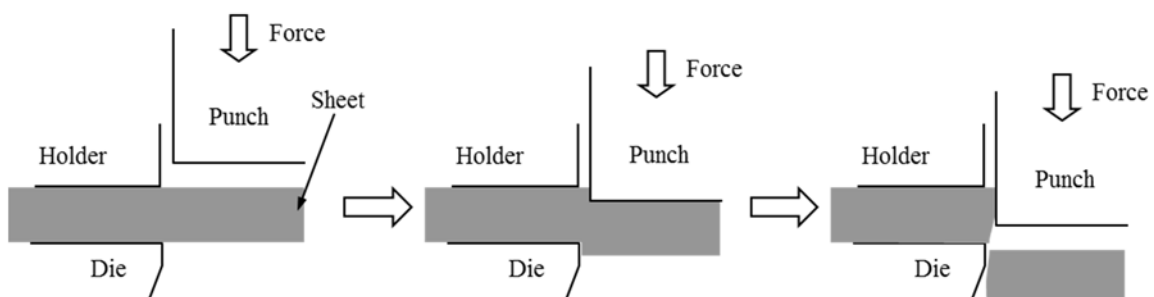


Fig. 1-8 Cross section of shearing process.

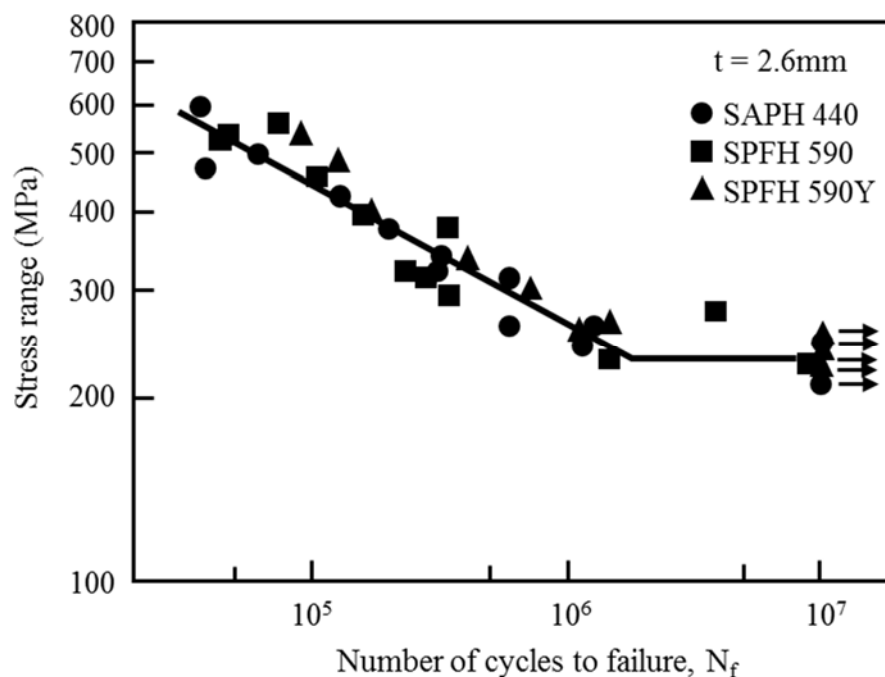


Fig. 1-9 Fatigue performance of welded steel joints [1-11].

1.2 スポット溶接継手の疲労寿命予測技術に関する従来の研究

自動車の車体開発において古くから実施されているスポット溶接部の疲労評価方法は、あらかじめ単純な継手試験片あるいは部分的な構造試験体のスポット溶接部近傍にひずみゲージを貼付して疲労試験を行い、ひずみと疲労寿命の関係を取得した後、実車体の走行試験で計測されたスポット溶接部近傍のひずみ値と先に述べた試験片あるいは構造試験体で得られたスポット溶接部近傍のひずみ値を照らし合わせて疲労寿命を予測するという方法である[1-12]。この方法に対する課題として藤本[1-13]はスポット溶接部において疲労き裂は接合内面で発生するが、その部位ではひずみゲージによる測定が困難で測定可能な外面ひずみのみから内面ひずみを類推することが非常に難しいことを指摘している。また、構造体の場合、各スポット溶接部にはく離力、せん断力および曲げモーメントに起因する各種の応力成分が発生することの難しさも指摘している。この課題に対して、単点スポット溶接継手の形状と荷重条件を工夫して車体構造で生じているスポット溶接部近傍の応力状態をシミュレートして疲労評価することが試みられてきた。図 1-10 は自動車技術会スポット溶接構造信頼性分科会の共同実験で使用された試験片形状の例である[1-14]。これらの単点スポット溶接継手の形状は構造部材で生じているひずみ(応力)分布状態を再現するために考案されている。これらの試験片で得られたひずみと疲労寿命の関係と構造体で得られたひずみを比較して構造体の疲労寿命を予測しようとするものである。また、Gieske と Hahn[1-15]は、図 1-11 に示す DC 試験片と呼ぶ単点スポット溶接した対向カップ形試験片と特殊な試

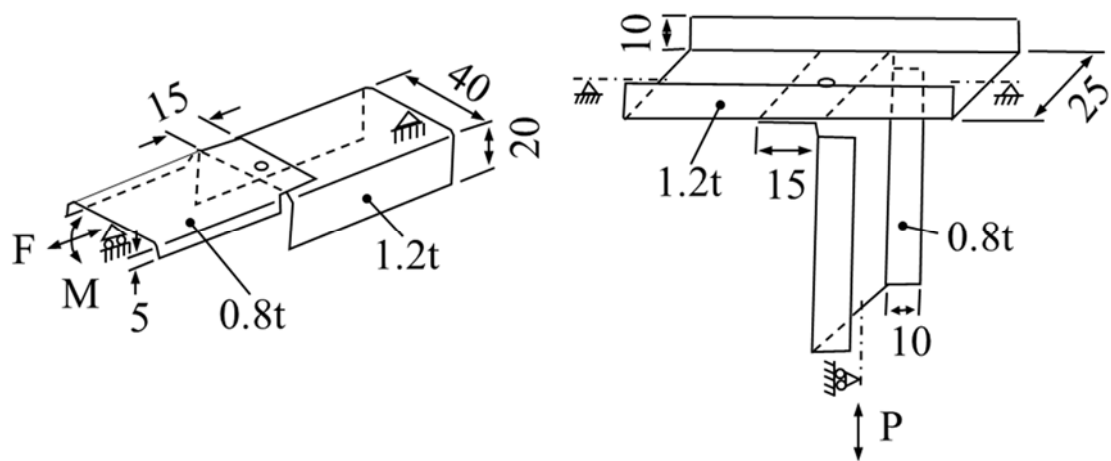


Fig. 1-10 Spot welded joint specimens [1-14].

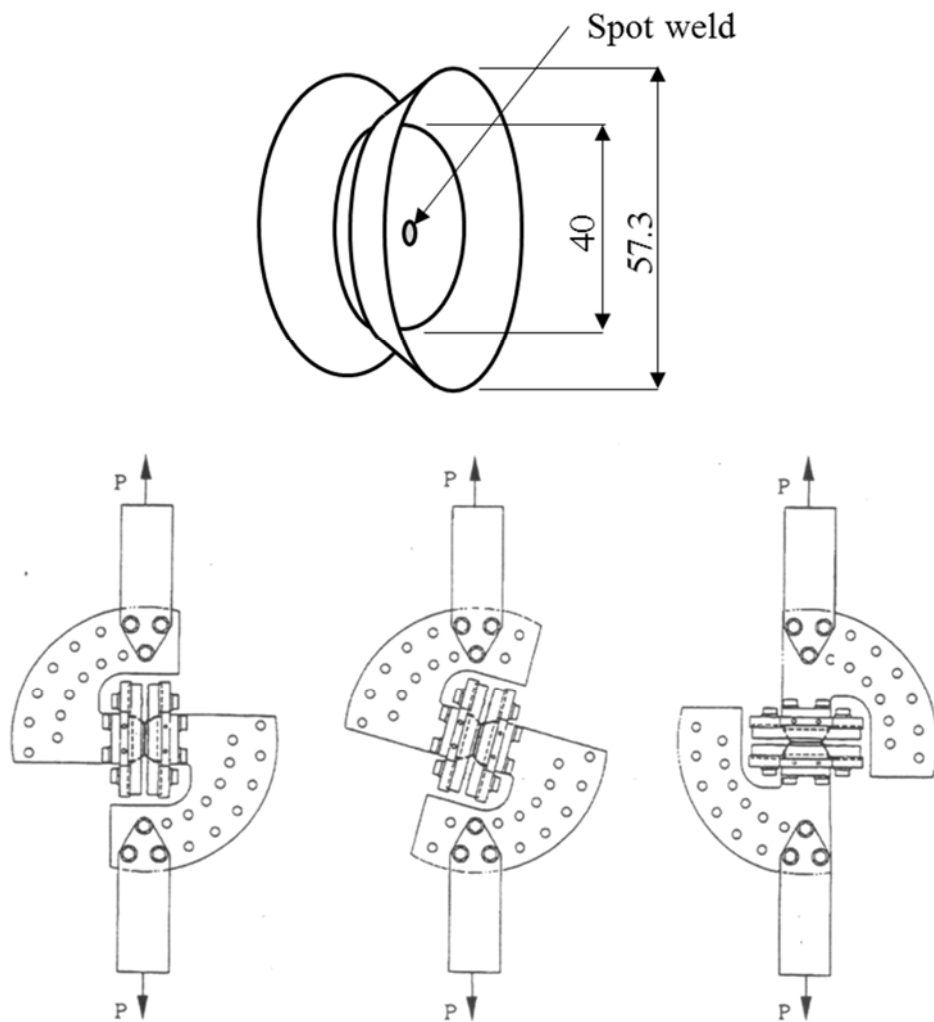


Fig. 1-11 DC specimen and loading jig [1-15].

験片固定治具を用いて同一形状の試験片で種々の複合荷重疲労試験が可能となる方法を提案している．これらの手法は疲労評価する車体がすでに準備されている場合には有効であるが，車体設計の段階，すなわちこれから車体を作製する場合には構造解析を用いて予測していく必要がある．

自動車の車体は 3 次元的な複雑構造であるため有限要素法を用いた構造解析を行い変形や応力状態を評価することが一般的である．スポット溶接部の疲労寿命予測技術の開発においては評価指標と疲労寿命の関係が継手形式，板厚，負荷方向などに依存しない評価指標を追及することが行われてきた．検討されてきた評価指標は大きく分けると，応力と応力拡大係数に分けられる．

応力を指標とする手法では，有限要素解析で得られた溶接部位置の力とモーメントを用いて算出する構造応力と呼ばれる評価指標が複数提案されている．この構造応力ではスポット溶接部の切欠き形状による応力集中を除いた構造的な応力集中を評価しており，種々の構造応力が提案されている．Sheppard と Strange[1-16]は，ナゲット（2 枚の鋼板をスポット溶接したときに形成される溶融部）の脇で疲労き裂が生じていることから，スポット溶接部近傍について図 1-12 に示す引張力 P ，せん断力 V および曲げモーメント M が生じている 2 次元モデルを考え，これらのうち引張力 P と曲げモーメント M から材料力学的計算により算出される評価指標を提案している．その後，Sheppard[1-17]は，式(1-1)の右辺に上述のせん断力 V を考慮する項を追加した構造応力を提案しているが，一部の試験体について

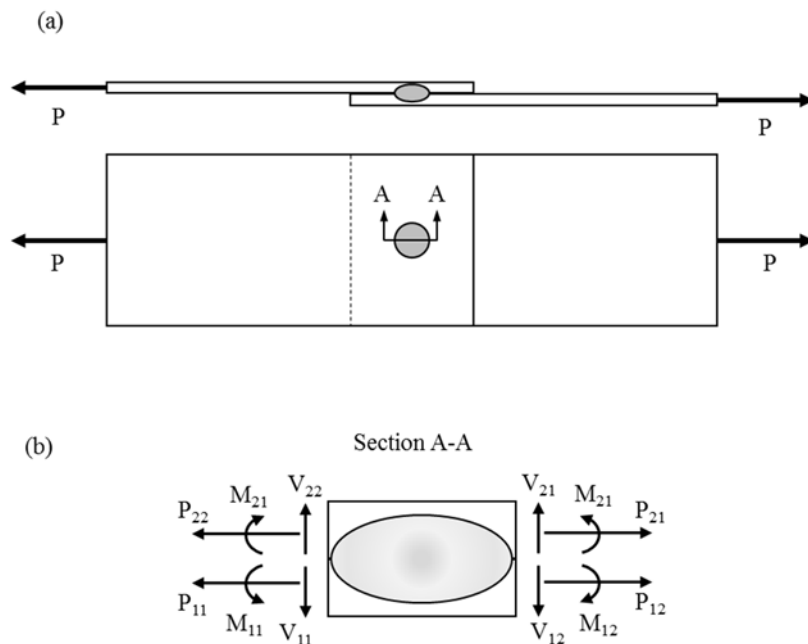


Fig. 1-12 Nomenclature for weld geometry and local loads. (a) Layout of spot weld specimen, (b) section through spot weld showing edge reactions [1-16].

予測寿命のばらつきが大きく、複雑な車体構造に対する有効性については不明な点が多い。Rupp ら[1-18]はスポット溶接継手を構成する 2 枚の鋼板のうちの 1 枚の鋼板にナゲットに相当する円形剛体が埋め込まれていると仮定して円形剛体の中心にせん断力、曲げモーメントおよびはく離力が生じたときの円形剛体の鋼板表面における外周の応力を弾性論の板理論に基づきそれぞれ求め、それらの合力を構造応力として計算している。Radaj [1-19] は Rupp ら [1-18] と同様に鋼板に円形剛体を仮定し、ナゲット中心にせん断力、曲げモーメント、はく離力さらにねじりトルクが生じたときの円形剛体の鋼板表面における外周の応力を弾性論の板理論に基づきそれぞれ求める方法を提案している。しかし、各々の力およびモーメントから得られた応力をどのように組み合わせるかについては具体的に示されていない。Nakahara ら [1-20] は Rupp ら[1-18]および Radaj[1-19]と同様なスポット溶接部モデルを仮定し、図 1-13 に示すように、円形剛体の中心に生じる曲げモーメントとはく離力から弾性板理論に基づき応力を算出する際に仮定しなければならない境界固定位置である外径 D を考慮することで構造応力の精度が向上すると述べている。また、松本ら[1-21]は上述の外径 D を決定しなければならない問題を解消するため、外径 D の位置の境界条件を変位完全拘束とせず、スポット溶接構造の注目するナゲット周辺の変形状態に合わせる手法を示した。しかし、ナゲット付近の有限要素寸法を細かくする必要があるため、数千点に及ぶ車体のスポット溶接部を評価するには課題が残っていた。この課題にして、岡部ら[1-22]は粗い有限要素モデルでも評価対象のナゲットを中心にした外径 D の位置の節点で得られた節点変位を 3 次の周期スプライン補間関数で補間することで構造応力の値を高精度に求められるとしている。また、久保ら[1-23]は上述の外径 D 位置の節点変位から求める構造応力の実用性をより高めるため、スポット溶接部が構造体のフランジ端部にあり、外径 D の円周上の変位の一部が得られない場合でもフランジを拡張した有限要素モデルを用いることで精度の良好な構造応力が得られるとしている。しかし、このような有限要素モデル変更は車体の

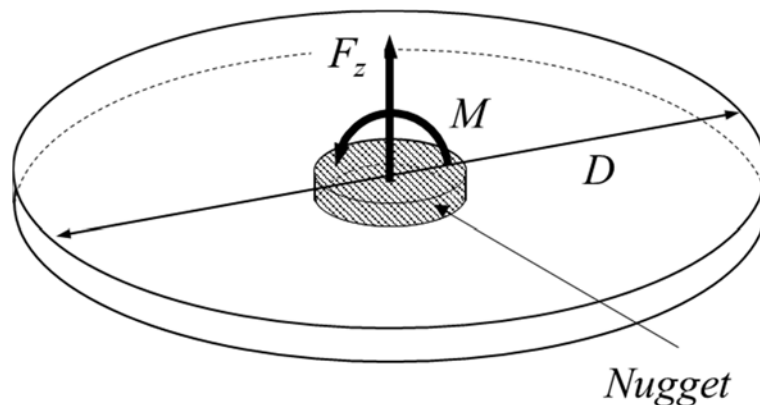


Fig. 1-13 Circular plate under cross tension F_z and bending moment M .

解析モデルで実施するには容易でないことが予想される．岡部ら[1-24]は上述の外径 D 位置の節点変位から求める構造応力の実用性を検証するため，平板を対象にして開発した構造応力算出法を曲面の殻構造に存在するスポット溶接部へ適用して解の妥当性を主張している．さらに，稲生ら[1-25]は上述の節点変位ら構造応力を算出する手法において，ナゲットの有限要素モデル作成の自由度を高めるためにナゲットの分担荷重を用いずスポット溶接周辺の変位量のみから構造応力を算出する方法を示した．これらに対して，スポット溶接部のナゲット外周近傍の応力を有限要素解析で直接求めて評価指標とする手法も示されている[1-26]．この手法はスポット溶接部近傍をある一定の要素形状に自動で再分割することで計算結果の要素寸法依存性を回避している．また，中山ら[1-27]はスポット溶接部の母材部，熱影響部およびナゲット部から超小型試験片を採取して引張試験と疲労試験をし，それらのデータを用いてスポット溶接継手の有限要素解析と疲労限度予測を行っている．

一方，応力拡大係数を指標とする手法として，結城ら[1-28]は引張せん断，十字形引張，T 形引張，T 形曲げの 4 種の疲労試験片について疲労試験を実施するとともに有限要素法による詳細な応力解析を行って混合モードを考慮した応力拡大係数により各種試験片の疲労強度が統一的に整理できることを示している．Smith ら[1-29]は引張せん断継手で疲労き裂が板厚貫通するまでの疲労寿命予測について混合モードを考慮した応力拡大係数を用いて行っている．Wang ら[1-30]は 2 枚の L 形に曲げた短冊をスポット溶接した拌み継手に対してソリッド要素を用いた有限要素解析により溶接ナゲット外周位置での J 積分を実施した．その結果，スポット溶接位置，板厚およびナゲット径に関わらず J 積分値と疲労寿命の関係がほぼ 1 本の直線となることを示し，この手法の有効性を主張している．しかし，ソリッド要素を用いた手法であり，車体解析モデルの煩雑さから疲労評価に用いることは困難であると考えられる．Swellam ら[1-31]はモード I とモード II の応力拡大係数を含んだモード I 等価応力拡大係数に短冊試験片での板厚，板幅，ナゲット径および平均応力を組合せた評価パラメータが有効であることを示している．Newman ら[1-32]は設計者が使い易いよう，スポット溶接部の金属学的小および詳細形状の知識なしに母材のき裂進展データのみで計算できる寿命予測モデルを提案した．また，Zhang[1-33]は有限要素モデルから得られる力とモーメントを用いて応力拡大係数を算出して疲労評価する手法を示した．しかし，この手法で用いられた有限要素モデルはナゲット周辺の要素寸法が小さく車体モデルでの活用は困難と考えられる．Henrysson [1-34] は粗い有限要素モデルを用いて Rupp ら[1-18]および Radaj[1-19]と同様にナゲット位置の力およびモーメントから構造応力を求め，それらの応力から Radaj ら[1-35]と Zhang[1-33]によって示されたモード I とモード II の応力拡大係数を計算し，それらの応力拡大係数から混合モードである等価応力拡大係数を求める手法を示した．以上のように，応力および応力拡大係数を指標とする多数の疲労評価手法が提案されて

いる.

車体の疲労試験では, あるスポット溶接部が破壊しても試験が継続され, 複数の溶接部の破壊後に最終的な疲労寿命が決まる場合が多々見受けられるが, これまで, このような現実的な面からスポット溶接部の疲労寿命予測を検討した報告はなされていない.

1.3 セン断端部の疲労特性に関する従来の研究

金型パンチとダイで形成された切断端部は、図 1-14 に示すように、ダレ部、せん断領域、破断領域およびバリ部と呼ばれる 4 つの特徴的領域に分けることができる[1-36]。破断領域とバリ部では材料が切断される過程で引き千切られて荒れた状態になっており、切断端部近傍では打抜き加工に伴う局所的な塑性変形によって加工硬化と残留応力が生じている[1-37,1-38]。このような特徴を持つ切断端部の疲労強度に関する材料面からの検討として、金属組織と鋼板の降伏強度が影響しているという報告[1-39~1-41]や、引張強度 440 MPa 級から 780 MPa 級の鋼板において打抜き孔を有する試験片の曲げ及び引張疲労強度は破断面の粗さに依存することが報告されている[1-42]。さらに、自動車車体の骨格部品に適用されるようになっている Al-Si 皮膜を有する引張強さ 1500 MPa 級のホットスタンプ鋼板 22MnB5 の切断端部についても、更なるシャシー部品の軽量化要求に応えるために疲労特性が調査されており、切断端部の疲労特性は端部のバリ部と破断面に存在する微小なき裂に対して非常に敏感であることが示されている[1-43]。また、切断条件に関する検討もなされており、金型のパンチとダイの間のクリアランスに着目した調査の結果、クリアランスがあるしきい値を超えると疲労強度が極端に低下すると報告されている[1-44]。このようなクリアランスの変化は切断端部における破断面粗さに変化を生じさせる。また、切断端部で負荷方向に生じている引張残留応力は微小なき裂が存在するところでの局所的な応力比と応力拡大係数範囲の上昇をもたらし、疲労強度を低下させていると示唆されている[1-37]。さらに、種々の後処理方法が疲労強度を向上させるために検討されてきた。780 MPa 級鋼板の打抜き孔周辺を円錐パンチでコイニングすると疲労強度が向上し、その疲労強度はドリル孔にリーマ加工した試験片の疲労強度と同等となったと報告されている[1-45]。また、鋼板とは異なる 6000 系アルミニウム板の打抜き孔についてアブレーションフロー機械加工、フロードリル

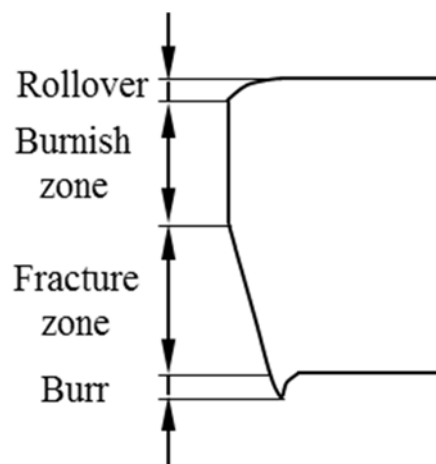


Fig. 1-14 Nomenclature of a punched hole edge.

加工，リーマ加工がない孔拡張，リーマ加工がある孔拡張，ショットピーニング，ひずみショットピーニングとレーザショットピーニングといった 7 種類の処理がなされ，リーマ加工有りおよび無しの孔拡張処理方法が最も良好な結果となっていた[1-46]．また，一般的な熱処理鋼板と超高強度鋼板で作製したキーホール付きコンパクトテンション（CT）試験片の疲労き裂進展速度が測定されている．キーホールは打抜き加工，ドリル加工，CO₂ レーザー加工およびプラズマ加工により作製され，下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} とき裂進展速度は打抜き加工で最も良好であることが示されている[1-47]．

以上のような検討がなされているが，切断加工部では切断端面の粗さ，加工硬化および残留応力が疲労強度に重複して影響しているため，それぞれの影響度について不明な点が多い．また，上記 3 つの影響因子を明確に分離する検討は行われていない．主要因子の理解は今後の改善技術開発に指針を与えると期待できる．

1.4 アーク溶接継手の疲労寿命予測技術に関する従来の研究

アーク溶接部の疲労強度・寿命予測については、橋梁、船舶、海洋構造物など、厚鋼板を用いた大型溶接構造物に対して多くの報告がなされている。評価指標から疲労評価手法を分類すると、応力、ひずみおよび応力拡大係数を用いたアプローチが知られている。応力指標によるアプローチでは、溶接継手形式ごとの公称応力を用いて試験で得られた S-N 線図に等級をつけ、疲労設計する方法が規格化されている[1-48~1-52]。しかし、複雑な形状の実構造物には公称応力を決めることや継手部を等級に区別することが難しいため、溶接ビード形状による局所的な応力集中を含まない構造的な応力集中による応力をホットスポット応力と定義して評価する種々の手法が提案されている[1-53~1-57]。ホットスポット応力には、溶接止端部から離れたある 1 点の応力[1-53]を使用する場合や、ある 2 点の応力を直線で結び、その外挿線上の溶接止端部位置における応力[1-54, 1-55]を使用する場合がある。しかし、それらの手法では有限要素解析での要素寸法の影響と負荷様式の影響を受ける難点が指摘されている[1-58]。また、ひずみ指標によるアプローチでは、溶接止端部と不溶着部について低サイクル疲労から高サイクル疲労まで対象にした検討[1-59, 1-60]がされている。さらに、応力拡大係数を指標とするアプローチでは、Paris ら[1-61]によって示されたき裂進展速度と応力拡大係数の関係に基づいて溶接割れや溶け込み不足などのき裂状欠陥が存在する溶接継手やすでに疲労き裂が発生した後の残存寿命を評価する多数の検討がなされている。また、溶接止端部形状を考慮した疲労寿命予測方法も提案されている。欠陥のない健全な突合せ溶接継手の疲労寿命は、き裂発生寿命と進展寿命を計算し、それらを足し合わせた全寿命によって精度よく予測できたとされている[1-62]。また、疲労き裂進展寿命に及ぼす溶接部形状パラメータと初期き裂形状の影響に関する研究に基づいて、S-N 線図に及ぼす複数の溶接部形状パラメータの複合的な影響を考慮できるシンプルな数式モデルが提案された[1-63]。累積計算に基づいた逐次き裂進展評価手法が提案されている。その手法は、疲労き裂発生と進展過程の両方をモデル化するために、材料硬さと結晶粒径を用いた累積損傷モデルを採用している[1-64]。さらに、ひずみに基づいた逐次き裂進展評価手法が溶接継手に対して開発されている。この手法は、き裂先端の塑性と応力 3 軸度を考慮することで、いわゆる、短いき裂、長いき裂および最終破断に関係する長いき裂の進展期間といった異なるき裂進展過程を表現することができる[1-65]。また、疲労強度を向上させるために後処理技術として推奨されている溶接止端部の研削[1-66]がなされた溶接継手の疲労寿命予測結果も報告されている[1-67, 1-68]。

一方、自動車のアーク溶接部に対する疲労寿命予測については自動車分野でのデジタル設計が急速に進歩したためシャシーなどの複雑なフルモデルが対象となってきた。このため、要素寸法が数 mm 程度までの比較的粗いシェル要素の有限要素モデルで疲労評価

できる手法が好まれ、溶接止端部位置の有限要素モデルの節点の力とモーメントから構造応力を算出して評価する手法が提案されている[1-69~1-71]。また、溶接止端部形状の影響をデータベース化してその結果とシェル要素モデルでの構造解析とを結合する手法も提案されている[1-72]。このように、複雑なフルモデルを取り扱いながらデジタル設計を加速させるため、煩雑な解析をできるだけ少なくして高精度な評価が要求されている。

1.5 アーク溶接継手部の疲労強度向上技術の従来の研究

自動車シャシー部品への高強度鋼板の適用により車両の軽量化が期待されている[1-73]. しかしながら、シャシー部品には路面から繰返し荷重が入力されるため疲労信頼性に対する配慮が必要となる. シャシー部品を製造するとき、通常、金型でプレス成形された鋼板はアーク溶接によって組み立てられており、その溶接継手部は部品の疲労特性を支配する要因となっていることが多い. 溶接部の溶け込み深さが十分な溶接継手での疲労き裂は応力集中部となる溶接止端部から発生することが一般的である. したがって、溶接止端部の形状は疲労強度に影響する重要因子とみなされている. アーク溶接継手の疲労特性に及ぼす溶接止端部形状の影響については大型構造物に使用されている厚鋼板からなる種々の溶接継手について多数の調査がなされている[例えば、1-74~1-80]. 一方、薄鋼板のアーク溶接継手においても厚板溶接継手ほど多くないが溶接止端部形状と疲労強度の関係についていくつかの研究がなされている[1-81, 1-82].

溶接後の溶接止端部処理について種々の手法が研究されており、疲労特性向上の結果が文献[1-83~1-86]にまとめられている. 種々の溶接止端部処理手法のうちバークラインダー研削、TIG(Tungsten Inert Gas)ドレッシング、ハンマーピーニングは大型構造物に対して高い効果が期待されるため作業方法について規準が示されている[1-66]. 溶接止端部の研削は止端部欠陥の除去と止端部半径の拡大の効果が示されている. TIG ドレッシングは溶接止端部を再溶融することでグラインダー研削と同様に止端部形状を滑らかにできる. ハンマーピーニングは溶接止端部に圧縮残留応力を発生させ、疲労き裂の進展を遅延させる効果が示されているとともに、止端部形状の拡大および加工硬化も生じている. ショットピーニングも古くから使用されている技術として知られている. 薄鋼板継手に対する疲労向上技術として、鋼成分のうちの Si 添加量の増大[1-87]、プラズマ・アークハイブリッド溶接[1-88]や純 Ar シールドガスと特殊溶接ワイヤを組合せた手法[1-89]が提案されている. また、最近、引張強さ 1500 MPa 級ホットスタンプ鋼板のアーク溶接継手に対してショットブラストを行い、疲労特性が調査されている. その結果、440 MPa 級鋼板に比べて 1500 MPa 級鋼板の方が疲労強度向上は若干高かった程度と報告されている[1-90]. 自動車用鋼板の高強度化の進歩は速く超高強度鋼板のアーク溶接部に関する疲労強度向上手法について新しい知見が待たれている.

1.6 コールドスプレー法に関する従来の研究

本研究ではアーク溶接部の疲労特性向上技術としてコールドスプレー法に着目した。コールドスプレー法は、1980年代にロシアの研究者 Alkhimov, Papyrin らによって考案された成膜手法で、空気、窒素あるいはヘリウム等の圧縮気体により、数十 mm オーダの金属微粒子を亜音速から超音速レベルにまで加速させ、粒子を溶融させずに固相状態のまま基材に衝突させることにより皮膜を形成させる技術として知られている[1-91, 1-92]。コールドスプレー法は、粒子を溶融させることなく固相状態のまま成膜することから次のような多くの利点が示されている[1-91]。

- 1) 大気中で緻密な皮膜が施工可能,
- 2) 酸化, 熱影響, 及び熱応力が抑制可能,
- 3) 厚膜 (数十 cm オーダー) の施工が可能,
- 4) 圧縮残留応力の皮膜が施工できる,
- 5) 装置が比較的コンパクトにできる 等。

これらのうち、大気中で施工可能、熱影響および熱応力が抑制可能、圧縮残留応力の皮膜が施工可能および装置が比較的コンパクトであることは、自動車部品の製造ラインへの適用可能性を有すると考えられる。適用検討事例として、自動車用鋼板への亜鉛コーティング、溶接部への腐食防止亜鉛皮膜、マグネシウムの防食用アルミニウム合金皮膜など[1-92] 金属を対象とした場合は防食用途が比較的目立っている。一方、小川ら[1-91]は高強度材料として高炭素鋼や Ni 基超合金等の硬い材料でも気孔の少ない緻密な成膜が可能であると述べている。静的強度および疲労強度に及ぼすコールドスプレーの影響に関する研究の多くは、アルミニウム合金[1-93, 1-94], Ti 合金[1-95], マグネシウム合金[1-96]などの平滑材で行われている。継手部に関する研究として、Li ら[1-97]は AA2024-T3 (2000 系アルミニウム合金) の FSW(Friction Stir Welding)継手の疲労特性に及ぼす Al-Al₂O₃ 粉末を用いた皮膜の効果を調査し、コールドスプレーした継手の疲労寿命は接合ままの継手に比べて 4 倍となったことを示した。しかし、継手部に関する研究はほとんどなく、高強度鋼板および超高強度鋼板の接合部に対する疲労強度向上についてコールドスプレー法を適用した例はみられず、その効果は不明であった。

1.7 研究目的と本論文の構成

以上をまとめると、地球温暖化抑制に向けた CO₂ 排出削減の観点から自動車の軽量化が強く求められており、そのためには自動車の車体およびシャシーを高強度化して薄肉化することが課題である。そこで本研究は、複雑な形状のプレス成形品を組み立てて作製される自動車の車体構造およびシャシー構造に適用できる高精度な疲労寿命予測手法の開発と疲労強度向上技術の検討を目的としている。

本論文は、自動車用薄鋼板を適用した全 7 章で構成される。本論文の構成は、図 1-14 に示すフローチャートのとおりである。第 1 章に序論として研究の背景、従来技術とその問題点を提起し、本研究の目的を掲げた。第 2 章においては、自動車車体に作用する繰返し荷重により複数のスポット溶接部が順次破壊する場合を想定した疲労寿命予測手法を提案し、その際に重要となる破壊した溶接部の取り扱い手法に関する検討を行う。さらに、実機評価に対する本手法の適用を通して、その有効性を示す。第 3 章においては、シャシー部品の作製時に形成されるせん断加工部端面に注目し、打抜き孔部を有する高強度鋼板の疲労強度と打抜き加工による加工硬化、端面粗さおよび残留応力の関係を調査し、疲労強度に及ぼす主要因子を明らかにする基礎的検討を行う。また、打抜き加工後に適切な応力除去熱処理をした試験片を準備し、打抜きまま試験片と熱処理した試験片の疲労特性の比較を通して残留応力の影響について詳細に検討する。第 4 章においては、シャシー部品の組み立て時に形成されるアーク溶接部に注目し、鋼板および溶接ビード部をともに解析モデル作成が容易なシェル要素モデルを用いて有限要素弾性解析で得られる応力をもとに疲労寿命予測精度を高めるための評価指標について検討する。さらに、これまでに提案されている手法との比較を行い、検討手法の精度について議論する。第 5 章においては、自動車用の超高強度鋼板のアーク溶接継手の疲労特性に及ぼす溶接止端部形状の影響に関する研究がほとんどないことから、980 MPa 級熱延超高強度鋼板と比較材の 440 MPa 級熱延鋼板を用いて溶接止端部形状の影響を検討する。さらに、破壊力学に基づいた疲労寿命予測を行い、疲労寿命に及ぼす微視的な溶接止端部形状の影響について議論する。第 6 章においては、980 MPa 級超高強度鋼板を適用したアーク溶接継手の疲労特性向上技術として、(1)部品形状の局所的な変更のみによる疲労強度改善手法と(2)コールドスプレー法での表面改質による疲労強度改善手法の 2 つの改善手法について検討する。(1)はせぎり継手で検討する。継手としてはよく知られた形式であるが、疲労特性に対する効果はほとんど不明である。(2)はこれまでに報告されていない新しい試みである。第 7 章では、得られた全ての結果をまとめ本研究の結論とし、自動車車体およびシャシーの疲労寿命予測技術と疲労向上技術を提案した。

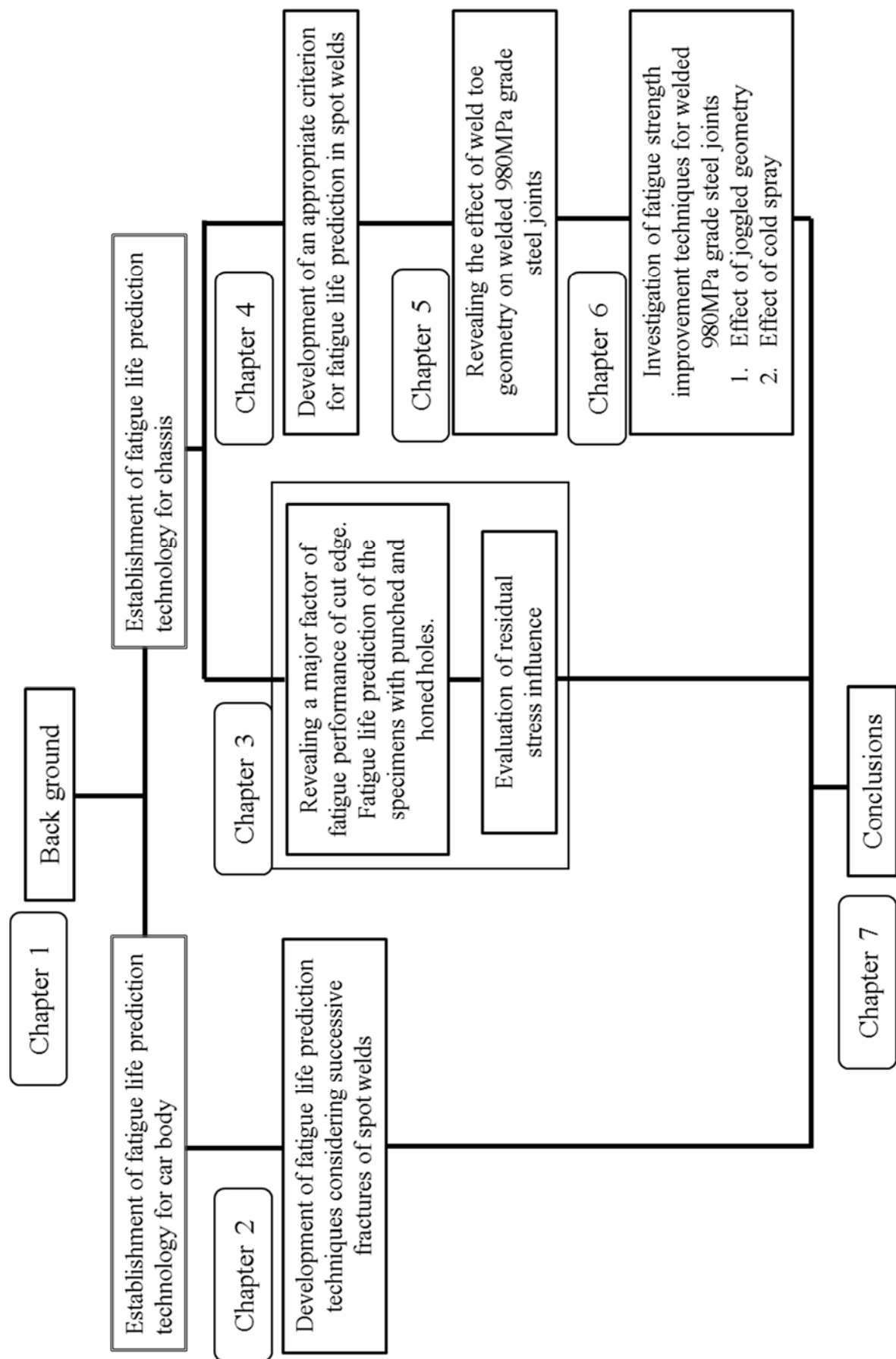


Fig. 1-15 Flow of this study.

第1章 参考文献

[1-1]環境省 STOP THE 温暖化 2017.

<https://www.env.go.jp/earth/ondanka/knowledge/Stop2017.pdf> 2018年11月23日閲覧

[1-2]気象庁ホームページ 世界の年平均気温の変化.

https://www.data.jma.go.jp/cpdinfo/temp/an_wld.html 2018年11月23日閲覧

[1-3]気象庁ホームページ 地球全体の二酸化炭素の経年変化.

http://ds.data.jma.go.jp/ghg/kanshi/ghgp/co2_trend.html 2018年11月23日閲覧

[1-4]環境省ホームページ「COP21の成果と今後(パワーポイント説明資料)」.

https://www.env.go.jp/earth/ondanka/cop21_paris/paris_conv-c.pdf 2018年11月23日閲覧

[1-5]西野浩介, 世界の自動車燃費規制の進展と電動化の展望.

<https://www.mof.go.jp/pri/research/seminar/fy2017/lm20180315.pdf> 2018年11月25日閲覧

[1-6]国土交通省ホームページ乗用車の燃費・CO₂排出量.

<http://www.mlit.go.jp/common/001225519.pdf> 2018年11月25日閲覧

[1-7]独立行政法人 自動車事故対策機構ホームページ 世界のアセスメント機関との連携.

http://www.nasva.go.jp/mamoru/assessment_car/link_overseas.html 2018年11月25日閲覧

[1-8] Insurance Institute for Highway Safety: Small Overlap Frontal Crashworthiness Evaluation Crash Test Protocol (Version VI), 2017.

[1-9] 自動車足回り部品用高加工性 780-980 MPa 級熱延鋼板. JFE 技報. 2018, No.41, pp.85-86.

[1-10] 近藤正恒. 溶接・溶接技術の適用(自動車). 溶接学会誌. 2010, Vol.79, No.8, pp.42-51.

[1-11] 樺沢真事. 自動車用材料とその接合技術 自動車用高張力鋼板の溶接. 溶接学会誌. 1991, Vol.60, No.6, pp.495-498.

[1-12] 辻村, 大島, 尾間, 西島, 藤本, 馬淵. スポット溶接自動車構造の疲労寿命推定法の現状. 自動車技術会疲労信頼性部門委員会企画, 自動車構造の軽量化とスポット溶接に関する最近の諸問題シンポジウム. 1982, pp.56-61.

[1-13] 藤本 正男. 自動車構造の疲労寿命推定における新しい考え方-1-なぜスポット溶接構造の疲労強度が重要か. 自動車技術. 自動車技術会. 1986, Vol.40, No.8, pp.1048-1054.

[1-14] 疲労信頼性部門委員会/スポット溶接構造分科会. 自動車車体スポット溶接構造の疲労強度と寿命推定 [共同研究成果資料]. 自動車技術会. 1986.3.

[1-15] D. Radaj. Design & Analysis of Fatigue Resistant Welded Structures. Abington Publishing, Cambridge, 1990.

[1-16] Sheri D. Sheppard, Michael Strange. FATIGUE LIFE ESTIMATION IN RESISTANCE SPOT WELDS: INITIATION AND EARLY GROWTH PHASE. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 1992,

Vol. 15, No. 6, pp.531-549.

[1-17] Sheri D. Sheppard. Further Refinement of a Methodology for Fatigue Life Estimation in Resistance Spot Weld Connections. Advance on Fatigue Lifetime Predictive Techniques: 3rd Volume, ASTM STP 1292, M. R. Mitchell and R. W. Landgraf, Eds., American Society for Testing and Materials. 1996, pp. 265-282.

[1-18] Andreas Rupp, Klaus Storezel, Vatroslav Grubisic. Computer Aided Dimensioning of Spot-Welded Automotive Structures. SAE Paper 957011 (1995).

[1-19] D. Radaj. Theory of forces and stresses in spot welded overlap joints. Archive of Applied Mechanics. 1996, 67, pp.22-34.

[1-20] Y. Nakahara, M. Takahashi, A. Kawamoto, M. Fujimoto, N. Tomioka. Method of Fatigue Life Estimation for Spot-Welded Structures. SAE Paper 2000-01-0779 (2000).

[1-21] 松本, 富岡, 岡部. スポット溶接構造の公称構造応力算出法. 自動車技術会論文集. 2003, Vol.33, No.3, pp.103-108.

[1-22] 岡部, 富岡, 金子. スポット溶接構造の公称構造応力算出法—スポット溶接周辺のFEMモデルの検討—. 自動車技術会論文集. 2005, Vol.36, No.6, pp.145-150.

[1-23] 久保, 岡部, 富岡. スポット溶接構造の公称構造応力算出法—フランジ端近傍にあるスポット溶接の場合—. 自動車技術会論文集. 2008, Vol.39, No.2, pp.81-86.

[1-24] 岡部, 富岡. スポット溶接構造の公称構造応力算出法—殻構造への適用—. 自動車技術会学術講演会前刷集. 2008, No.123-08, pp.7-10.

[1-25] 稲生, 富岡, 岡部. スポット溶接構造の公称構造応力算出法—境界変位のみを用いる方法—. 自動車技術会学術講演会前刷集. 2010, No. 157-10, pp.21-26.

[1-26] H. Dannbauer, C. Gaier, K. Hofwimmer. Fatigue Analysis of Welding Seams and Spot Joints in Automotive Structures. SAE Paper 2005-01-1323 (2005).

[1-27] 中山, 宮原, 岡村, 富士本, 福井. 超小型試験片による自動車用鋼板スポット溶接継手の疲労強度予測. 材料(J. Soc. Mat. Sci., Japan). 2004, Vol.53, No.10, pp.1136-1142.

[1-28] 結城, 大平, 中務, 李. スポット溶接継手の疲労強度の破壊力学的解析・評価. 日本機械学会論文集(A編). 1985, Vol.51, No.467, pp.1772-1779.

[1-29] R. A. Smith, J. F. Cooper. Theoretical predictions of the fatigue life of shear spot welds. Proc. of Fatigue of Welded Constructions. 1988, pp.287-295.

[1-30] P.-C. Wang, K. W. Ewing. FRACTURE MECHANICS ANALYSIS OF FATIGUE RESISTANCE OF SPOT WELDED COACH-PEEL JOINTS. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 1991, Vol.14, No.9, pp.915-930.

[1-31] M. H. Swellam, G. Banas, F. V. Lawrence. A FATIGUE DESIGN PARAMETER FOR SPOT

WELDS. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* 1994, Vol.17, No.10, pp.1197-1204.

[1-32] J. A. Newman, N. E. Dowling. A CRACK GROWTH APPROACH TO LIFE PREDICTION OF SPOT-WELDED LAP JOINTS. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 1988, 21, pp.1123-1132.

[1-33] S. Zhang. Recovery of notch stress and stress intensity factors in finite element modeling of spot welds. *Proc. of NAFEMS World Congress '99 on Effective Engineering Analysis* 1999, Vol.2, pp.1103-1114.

[1-34] H. F. Henrysson. Fatigue life predictions of spot welds using coarse FE meshes. *Fatigue Fract Engng Mater Struct.* 2000, 23(9), pp.737-746.

[1-35] D. Radaj, C. M. Sonsino. *Fatigue Assessment of Welded Joints by Local Approaches*. Abington Publishing, Cambridge, UK (1998).

[1-36] ASM handbook vol. 14B. *Metalworking: sheet forming*.

[1-37] Korsgren P, Sperle J-O, Trogen H. Influence of shearing and punching on the fatigue strength of hot rolled steel sheet. *Scand J Metall.* 1989, 18, pp.203–210.

[1-38] Tory Smith, Jeremy Rickli, Sean Fleming, Jaime Andres Camelio. Residual stress analysis of punched holes in 6013 aluminum alloy commercial vehicle side rails. *SAE Int J Commer*, 2010, Veh 3(1), pp.32–41.

[1-39] Kazuo Toyama, Masato Kurita. Improvement and evaluation of fatigue strength in hot-rolled plate for automobile road wheels. MD-vol. 28. *Impact of improved material quality on properties, product performance, and design* ASME 1991. pp. 185–195.

[1-40] Sperle JO. Fatigue strength of high strength dual-phase steel sheet. *Int J Fatigue.* 1985, 7(2), pp. 79–86.

[1-41] Sperle Jan-Olof, Trogen Hans. Influence of yield ratio on the fatigue strength of steel sheet. *Scand J Metall.* 1989, 18, pp. 147–54.

[1-42] Kunikazu Tomita, Tsuyoshi Shiozaki, Toshiaki Urabe, Akihide Yoshitake. Development of 780 MPa grade high strength hot rolled steel sheet. In: *Seoul 2000 FISITA world automotive congress*, F2000A041; June 12–15, 2000. Seoul, Korea.

[1-43] Lara, Picas I, Casellas D. Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels. *J Mater Process Technol.* 2013, 213, pp.1908–1919.

[1-44] Andre Galtier, Philippe Cugy, Eddy Maronne, Yuichi Yoshida, Atsushi Seto, Jean-Louis Robert. Integration of process operation in the fatigue calculation of sheets structural parts. *IBEC2003* (2003.10) JSAE 20037160, SAE 2003-01- 2879.

[1-45] Hidenori Shirasawa. Concurrent influence of an increase in tensile strength and thickness

reduction on fatigue strength of hot rolled steel. ISIJ Int. 1994, 34(3), pp.285–289.

[1-46] Raj B Thakkar, Rashmikant P. Shah, Virginia Vanark. Effects of hole making processes and surface conditioning on fatigue behavior of 6061-T6 aluminum. SAE technical papers 2000-01-0783.

[1-47] Sean Fleming. Fatigue crack growth for typical CV siderail hole-making processes applied to heat-treated steel (MET1123) and ultra high strength low alloy steel (120XF). SAE technical papers 2009-01-2863.

[1-48] A. Hobbacher. Fatigue design of welded joints and components: Recommendations of IIW Joint Working Group XIII-XV. Abington, Cambridge: Abington Publishing; 1996.

[1-49] A. Hobbacher. Basic Philosophy of the new IIW recommendations on fatigue design of welded joints and components. Welding in the World. 1997, 39(5), pp.272-278.

[1-50] Code of Practice for Fatigue Design and Assessment of Steel Structures, BS7608. British Standards Institution, 1993.

[1-51] Fatigue Design Recommendations for Steel Structures, Japan Society of Steel Structures, 1995.

[1-52] Structural Welding Code-Steel, American Welding Society, AWS D1.1/D1.1 M: 2002.

[1-53] 仁瓶寛太, 稲村文秀, 公江茂樹. 溶接構造の統一的な疲労強度評価法に関する研究—板厚と溶接脚長の組合せに対するホットスポット応力算出法について—. 日本造船学会論文集. 1996, 1996 巻, 179 号, pp.425-432.

[1-54] 八木順吉, 町田進, 富田康光, 的場正明, 川寄哲郎. ホットスポット応力基準による平板構造の疲労強度評価(第一報). 日本造船学会論文集. 1991, 1991 巻, 169 号, pp.311-318.

[1-55] E. Niemi. Recommendations Concerning Stress Determination for Fatigue Analysis of Welded Components, IIW-1458-92/XV-797-92, 1992.

[1-56] W. Fricke. Recommended hot-spot analysis procedure for structural details of FPSO's and ships based on round-robin FE analysis, ISOPE Proceedings, Stavanger, Norway, June, 2001.

[1-57] A. Hobbacher. Recommendations for fatigue design of welded joints and components, IIW document XIII-1539-96/XV-1254-07. 2007.

[1-58] E. Niemi, P. Tanskanen. Hot spot stress determination for welded edge gussets. IIW XIII-1781-99. 1999.

[1-59] Kawin Saiprasertkit. Fatigue strength assessment of load-carrying cruciform joints in low- and high-cycle fatigue region based on effective notch strain concept, Weld World. 2014, 58, pp.455-467.

[1-60] 川下道宏, 下平貴之, 青山博. ひずみ勾配パラメータによる疲労寿命評価手法の開発. 材料. 2018, Vol.67, No.2, pp.269-275.

[1-61] P. Paris. A Critical Analysis of Crack Propagation Law. Transactions of the ASME, Journal of Basic Engineering. 1963, 85, pp.528-534.

- [1-62] Xiulin Zheng, Baotong Lü, Tianxie Cui, Xiaoyan Lü, Chao Lin. Fatigue tests and life prediction of 16 Mn steel butt welds without crack-like defect. *Int J Fract.* 1994, 68, pp.275–85.
- [1-63] Ninh Nguyen T, Wahab MA. A theoretical study of the effect of Weld geometry parameters on fatigue crack propagation life. *Eng Fract Mech.* 1995, 51(1), pp.1–18.
- [1-64] Remes Heikki, Varsta Petri, Romanoff Jani. Continuum approach to fatigue crack initiation and propagation in welded steel joints. *Int J Fatigue.* 2012, 40, pp.16–26.
- [1-65] Remes Heikki. Strain-based approach to fatigue crack initiation and propagation in welded steel joints with arbitrary notch shape. *Int J Fatigue.* 2013, 52, pp.114–123.
- [1-66] Haagensen P. J., Maddox S. J.. IIW recommendations on post weld improvement of steel and aluminium structures. Doc. XIII-2200r7-07; 2010.
- [1-67] Pang HL. Analysis of weld toe radius effects on fatigue weld toe cracks. *Int J Press Vess Piping.* 1994, 58, pp.171–177.
- [1-68] Zhang Yan-Hui, Maddox Stephen J.. Fatigue life prediction for toe ground welded joints. *Int J Fatigue.* 2009, 31, pp.1124–1136.
- [1-69] Mikael Fermér, Magnus Andréasson, Björn Frodin. Fatigue Life Prediction of MAG-Welded Thin-Sheet Structures, SAE Technical paper series 982311 (1998).
- [1-70] Pingsha Dong. A structural stress definition and numerical implementation for fatigue analysis of welded joints. *Int J Fatigue.* 2001, 23, pp.865-876.
- [1-71] Hiroko Kyuba, Pingsha Dong. Equilibrium-equivalent structural stress approach to fatigue analysis of a rectangular hollow section joint. *Int J Fatigue.* 2005, 27, pp.85-94.
- [1-72] Volker B. Koettgen, Frank Zingsheim, Michael Hack, Michael Speckert. A New Approach for Numerical Fatigue Life Prediction of Parts or Systems with Seam Welds. JSAE 20037046, SAE 2003-01-2772 (2003).
- [1-73] 高橋ら. 自動車用高強度熱延鋼板. 新日鉄技報. 2003, 第 378 号, pp.7-11.
- [1-74] Otegui JL, Kerr HW, Burns DJ, Mohaupt UH. Fatigue crack initiation from defects at weld toes in steel. *Int J Press Vess Piping.* 1989, 38, pp.385–417.
- [1-75] Chapetti MD, Otegui JL. Importance of the irregularity for fatigue resistance of automatic welds. *Int J Fatigue.* 1995, 17(8), pp.531–8.
- [1-76] Chapetti MD, Otegui JL. Controlled toe waviness as a means to increase fatigue resistance of automatic welds in transverse loading. *Int J Fatigue.* 1997, 19(10), pp.667–675.
- [1-77] Lee Chin-Hyung, Chang Kyong-Ho, Jang Gab-Chul, Lee Chan-Young. Effect of weld geometry on the fatigue life of non-load-carrying fillet welded cruciform joints. *Eng Fail Anal.* 2009, 16, pp.849–855.

- [1-78] Alam MM, Barsoum Z, Jonsén P, Kaplan AFH, Haggblad HÅ. The influence of surface geometry and topography on the fatigue cracking behaviour of laser hybrid welded eccentric fillet joints. *Appl Surf Sci.* 2010, 256, pp.1936–1945.
- [1-79] Alam MM, Barsoum Z, Jonsén P, Kaplan AFH, Haggblad HÅ. Influence of defects on fatigue crack propagation in laser hybrid welded eccentric fillet joint. *Eng Fract Mech.* 2011, 78, pp.2246–2258.
- [1-80] Hou Chien-Yuan. Fatigue analysis of welded joints with the aid of real three-dimensional weld toe geometry. *Int J Fatigue.* 2007, 29, pp.772–785.
- [1-81] Akihide Yoshitake, Masayuki Kinoshita, Koichi Osawa, Kazuhiro Ogawa, Hirotaka Nakagawa, Makoto Kabasawa. Fatigue properties of fillet welded lap joints of high strength steel sheets for automobiles. SAE technical paper 940249 (1994).
- [1-82] Liinalampi Sami, Remes Heikki, Lehto Pauli, Lillemäe Ingrid, Romanoff Jani, Porter David. Fatigue strength analysis of laser-hybrid welds in thin plate considering weld geometry in microscale. *Int J Fatigue.* 2016, 87, pp.143–152.
- [1-83] Smith IFC, Hirt MA. A review of fatigue strength improvement methods. *Can J of Civ Eng.* 1985, 12, pp. 166-183.
- [1-84] Kirkhope KJ, Bell R, Caron L, Basu RI, Ma K-T. Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 1: Review. *Marine Structures.* 1999, 12, pp.447-474.
- [1-85] T.R. Gurney. *Fatigue of welded structures.* Cambridge University Press, Cambridge, U.K. 1979.
- [1-86] Halid Can Yıldırım. Recent results on fatigue strength improvement of high-strength steel welded joints. *Int J Fatigue.* 2017, 101, pp.408-420.
- [1-87] 内原正人ほか. 熱延アーク溶接継手の疲労限度に及ぼす金属学的性質の影響. 鉄と鋼. 2000, Vol.86, No.5, pp.52-58.
- [1-88] 片岡時彦ほか. プラズマ・アークハイブリッド溶接技術. JFE 技報. 2014, No.34, pp.64-70.
- [1-89] 宮田実ほか. 溶接継手疲労強度改善溶接施工法と溶接材料. 神戸製鋼技報. 2015, Vol.65, No.1, pp.16-20.
- [1-90] 富士本, 秋岡, 徳永. 自動車用薄鋼板のアーク溶接部における電着塗装後の耐食性と疲労特性に及ぼすショットブラストの影響. 塑性と加工. 2017, Vol.58, No.675, pp.299-303.
- [1-91] 小川和洋. コールドスプレーコーティング. *J. Vac. Soc. Jpn.* 2017, Vol. 60, No. 5, pp. 187-192.
- [1-92] 榊和彦. コールドスプレーの概要と研究・開発の動向. 溶接学会誌. 2006, Vol.75, No.8,

pp.632-638.

[1-93] Ramin Ghelichi, Sara Bagherifard, Daniel Mac Donald, Mathieu Brochu, Hamid Jahed, Bertrand Jodoin, Mario Guagliano. Fatigue strength of Al alloy cold sprayed with nanocrystalline powders. *Int J Fatigue*. 2014, 65, pp.51–57.

[1-94] A. Moridi, S.M. Hassani-Gangaraj, S. Vezzú, L. Trško, M. Guagliano. Fatigue behavior of cold spray coatings: The effect of conventional and severe shot peening as pre-/post-treatment. *Surface & Coatings Technology*. 2015, 283, pp.247–254.

[1-95] Jan Cizek, Ondrej Kovarik, Jan Siegl, Khiam Aik Khor, Ivo Dlouhy. Influence of plasma and cold spray deposited Ti Layers on high-cycle fatigue properties of Ti6Al4V substrates. *Surface & Coatings Technology*, 2013. 217, pp.23–33.

[1-96] Yuming Xiong, Ming-Xing Zhang. The effect of cold sprayed coatings on the mechanical properties of AZ91D magnesium alloys. *Surface & Coatings Technology*. 2014, 253, pp.89–95.

[1-97] W.Y. Lia, N. Li, X.W. Yang, Y. Feng, A. Vairis. Impact of cold spraying on microstructure and mechanical properties of optimized friction stir welded AA2024-T3 joint. *Materials Science & Engineering A*. 2017, 702, pp.73–80

第2章 スポット溶接構造体の疲労寿命予測に関する検討

2.1 はじめに

自動車車体全体で接合部点数が約 3500~5000 点にも及ぶと言われているスポット溶接部 [2-1]は、応力が集中する疲労破壊の代表的な危険部位である。そのため、これまでも疲労寿命予測手法について多くの研究がなされてきた。さらに現在ではコンピューター能力の向上により、多数の車体スポット溶接部を対象として有限要素解析に基づいた寿命予測が行われるようになってきた。このとき、自動車車体の構造全体に対する応力解析において有限要素モデルの要素寸法は小さい場合でも 5mm 程度であることが一般的であり、この程度の要素寸法でスポット溶接部周辺の応力状態を把握することが解析モデル準備工数および計算コストの観点から現実的となっている。

一般的な予測手法は、複数の溶接部に破壊の危険性がある場合でも当初の有限要素解析モデルに対して一度だけ実施した構造解析に基づいてすべての溶接部の寿命予測を行うというものである [2-2~2-4]。しかし、疲労試験評価の中には、ある溶接部が破壊しても入力荷重あるいは入力位置の変位が維持できているために試験が継続され、複数の溶接部での破壊後に評価対象の最終的な疲労寿命が決まる場合がある。このような場合、破壊した溶接部の周辺にある溶接部の分担荷重は疲労試験中に増加するため構造全体としての試験寿命が上述の一般的手法で得られる予測より大幅に短寿命となることがある。トラックキャブの疲労強度予測において同様な指摘があり [2-5]、疲労予測精度向上のための考慮すべき一要因に挙げられている。また、CAE (Computer Aided Engineering)により予測した疲労破壊危険部の見落としにより、評価試験の繰返しが発生して車両開発期間の遅れにつながることもある。

そこで本章では、溶接部の順次破壊を考慮した予測手法を提案し、その際に重要となる破壊溶接部の取り扱い手法に関する検討を行った。さらに、実機評価に対する本手法の適用を通して、その有効性を確認した。

2.2 解析手法

本手法の解析フローを図 2-1 に示す。

- ① CAD(Computer-Aided Design)による形状データから有限要素モデルを作成。
- ② 単位荷重での構造解析を行い、各溶接部に相当する節点での力およびモーメントを抽出。
- ③ ②で得られた有限要素モデル節点での力およびモーメントから板理論に基づき各溶接部の評価指標となる構造応力 σ_{st} を計算。

- ④ 試験荷重範囲に対応する構造応力範囲 $\Delta\sigma_{st}$ を求め、別途準備した構造応力範囲 $\Delta\sigma_{st}$ －寿命 N_f 線図に照らし合わせ、各溶接部の疲労寿命を算出。

ここまでは従来手法と同様であるが、本手法では更に以下の計算プロセスを経る。

- ⑤ ④のうち最短寿命を抽出し、最短寿命以外の溶接部についてダメージを計算。
 ⑥ また、⑤の最短寿命溶接部が破壊したと考え、その部分のモデルを変更。
 ⑦ ⑥の変更モデルで再び②から④を行い、得られた疲労寿命と⑤のダメージから各溶接部に残存する疲労寿命を計算。
 ⑧ 以後、⑤から⑦を繰返して複数の溶接部が順次破壊するときの疲労寿命を計算し、得られた個々の疲労寿命の和を構造物の寿命とみなした。なお、解析の繰返しはあらかじめ決めた繰返し回数か、剛性低下量が設定値に至った時点とする。

以下では、評価指標である構造応力の計算方法、寿命予測時に用いる構造応力範囲－寿命線図および溶接部が順次破壊していくときの疲労寿命の計算方法について具体的に述べる。

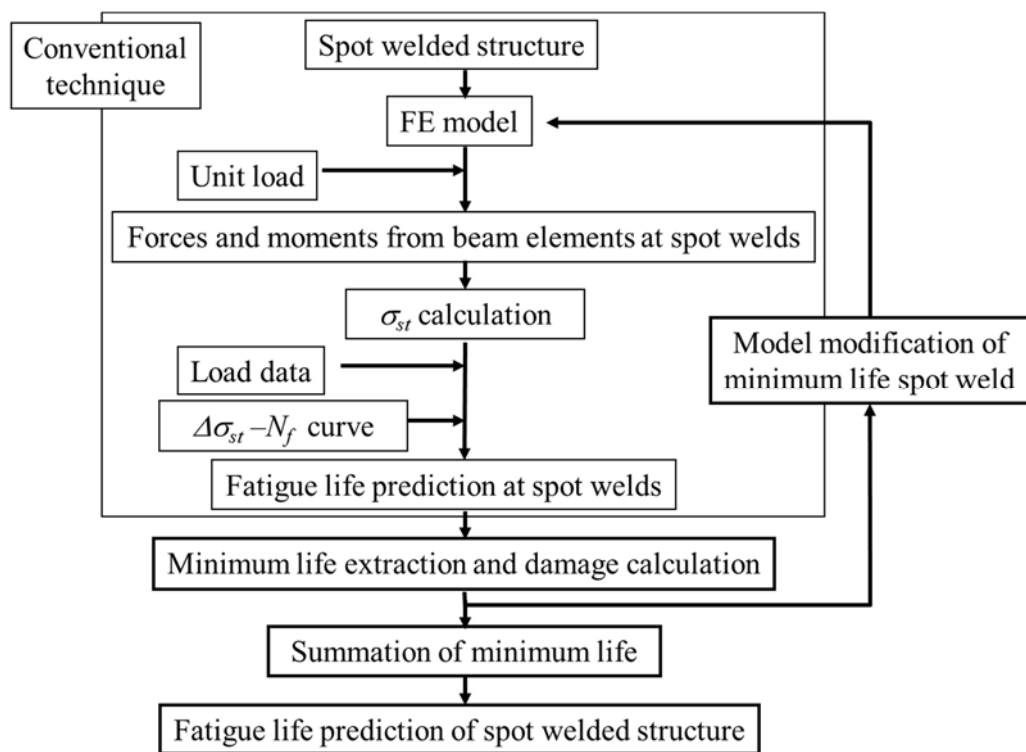


Fig 2-1 Fatigue life prediction flow of proposed techniques.

2.3 評価指標とする構造応力の算出方法

本研究ではスポット溶接部の評価指標として Rupp らの手法[2-2]を参考にし、構造応力 σ_{st} を定義し、その値を求めた。図 2-2 に示すように、スポット溶接継手を構成する 2 枚の鋼板のうちの 1 枚の鋼板に溶接ナゲットに相当する円形剛体が埋め込まれていると仮定した。

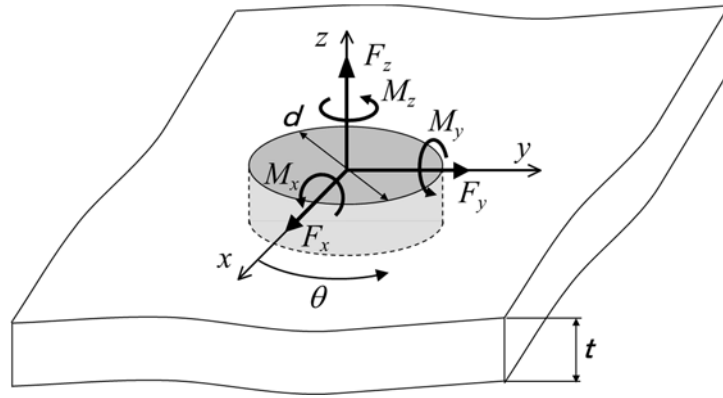


Fig. 2-2 Forces and moments acting on a rigid core.

そして、この剛体の中心に有限要素解析で得られた力とモーメントが作用する際に鋼板表面の剛体外周縁に生じる応力を算出した。このとき、疲労評価に用いる応力は溶接ナゲットの半径方向の応力とした。したがって、図 2-2 に示す z 軸回りのねじりモーメント M_z で生じるせん断応力は評価指標に取り入れていない。この理由は、スポット溶接部に生じる疲労き裂の方向が溶接ナゲットの半径方向の応力と良い対応がみられることに基づいている。図 2-3 は片ハット部材にねじり負荷が与えられた際に発生した疲労き裂を示しており、部材軸方向に対して約 25° 傾いて疲労き裂が発生したと報告されている[2-11]。この試験結果とスポット溶接部の応力解析結果[2-12]を比較して、図 2-3 に示した疲労き裂の方向は溶接ナゲット外周縁に生じたナゲット半径方向である最大主応力の方向に対応すると説明されている[2-13]。また、Sheppard ら[2-14, 2-15]もナゲットに生じる力とモーメントから評価応力を算出して疲労寿命評価する方法を提案し、ナゲットの半径方向応力が評価指標となっている。本研究で評価指標として参考にした Rupp ら[2-2]の手法もナゲットの半径方向の応力のみを考慮しているのは、実際に観察される疲労き裂の方向と対応が良いためと考えられる。Radaj[2-16]は z 軸回りのねじりモーメント M_z により生じるナゲット外周縁のせん断応力を求める式を示しているが、各種試験体で得られた M_z により生じるせん断応力の比率はさほど重要ではなかったことを示している。また、Nakahara ら[2-4]は z 軸回りのねじりモーメント M_z から求められるせん断応力を含む評価指標を提案しているが、その評価指標はナゲット外周縁での主応力を求めるものであるためナゲット半径方向の応力とほぼ同じ意味となっている。以上の研究結果を踏まえて、本研究で採用した疲労評価応力を溶接ナゲットの半径方向応力から構成することとしている。

図 2-2 に示すように、スポット溶接継手を構成する一枚の板の板厚を t 、剛体の直径を d 、剛体の中心に原点を持つ座標系で x 軸からの角度を θ として、せん断力 F_x と F_y により生じる剛体外周縁の応力は式(2-1)および式(2-2)で求めた。

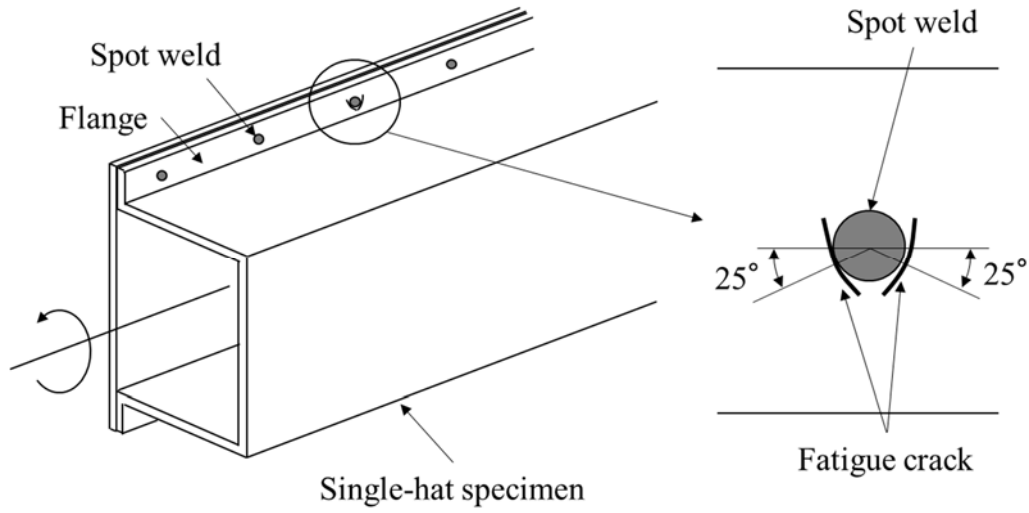


Fig. 2-3 Spot welded single-hat specimen and fatigue failure mode.

$$\sigma(F_x) = -\left(\frac{F_x}{\pi dt}\right) \cos \theta \quad (2-1)$$

$$\sigma(F_y) = -\left(\frac{F_y}{\pi dt}\right) \sin \theta \quad (2-2)$$

また、曲げモーメント M_x と M_y により生じる剛体外周縁の応力は式(2-3)および式(2-4)で求めた。

$$\sigma(M_x) = \left(\frac{1.872 M_x}{dt^2}\right) \sin \theta \quad (2-3)$$

$$\sigma(M_y) = -\left(\frac{1.872 M_y}{dt^2}\right) \cos \theta \quad (2-4)$$

さらに、はく離力 F_z で生じるナゲット外周縁の応力は式(2-5)で求めた。

$$\sigma(F_z) = \frac{1.744 F_z}{t^2} \quad (2-5)$$

スポット溶接部外周縁で評価指標とした構造応力 σ_{st} は上記の式(2-1)から式(2-5)で得られた応力を足し合わせて、式(2-6)のように定義した。

$$\sigma_{st} = \sigma(F_x) + \sigma(F_y) + 0.6\sqrt{t} \{ \sigma(M_x) + \sigma(M_y) + \sigma(F_z) \} \quad (2-6)$$

ここで、 $0.6\sqrt{t}$ は Rupp ら[2-2]の手法を参考にした経験的係数で、疲労に及ぼす式(2-1)と式(2-2)で求めた膜応力と式(2-4)と式(2-5)で求めた曲げ応力の影響度が異なることを考慮して導入した。

次に、上式で使用するせん断力 F_x と F_y 、曲げモーメント M_x と M_y およびはく離力 F_z を有限要素解析から求めるための有限要素モデルおよび力とモーメントの求め方について示す。

自動車車体を構成する鋼板はシェル要素とし、鋼板同士の接合はビーム要素で表現した。通常、車体構造を表現するために使用されるシェル要素は 5mm 程度の比較的粗い要素寸法で構成されるため、本検討でも同程度の要素寸法を採用した。鋼板板厚中央に相当する位置にシェル要素を設定した。接合部を表すビーム要素の断面形状はスポット溶接部のナゲット形状を想定して円形とし、その直径は溶接ナゲット径に相当する寸法とした。スポット溶接部を構成する 2 枚の鋼板同士の接触は考慮していない。有限要素解析は汎用解析コード Nastran で行い、図 2-4(a)に示した鋼板を表現するシェル要素には CQUAD4、接合部を表現するビーム要素には CBAR を用いた。スポット溶接部における力とモーメントは Nastran の GPFORCE コマンドで計算した。ビーム要素の両端部で得られた力とモーメントの反力が図 2-4(b)に示した溶接ナゲットに作用するとして構造応力を算出した。

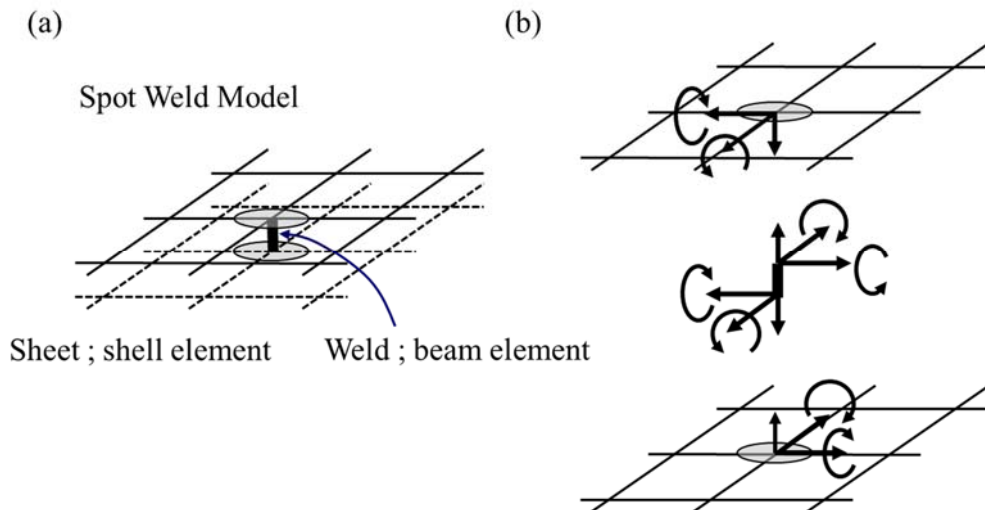


Fig. 2-4 Finite element (FE) model of a spot weld and extracted forces and moments at a spot weld. (a) FE model of a spot weld, (b) extracted forces and moments.

2.4 種々の単点スポット溶接継手の疲労データの構造応力による整理

これまでに示されてきた板厚，継手形状が異なる種々の単点スポット溶接継手の疲労試験データを用いて評価指標となる構造応力の有効性を確認した．図 2-5 に対象としたスポット溶接継手の試験片形状を示す[2-6~2-9]．継手形式は引張せん断（TS）タイプ，十字はく離（CT）タイプ，U 字型引張（UT）タイプ，T 字型引張（TT）タイプ，および L 字型引張（LT）タイプである．供試材は軟鋼板で板厚 0.8mm，1.2mm，1.6mm，および 2.3mm である．

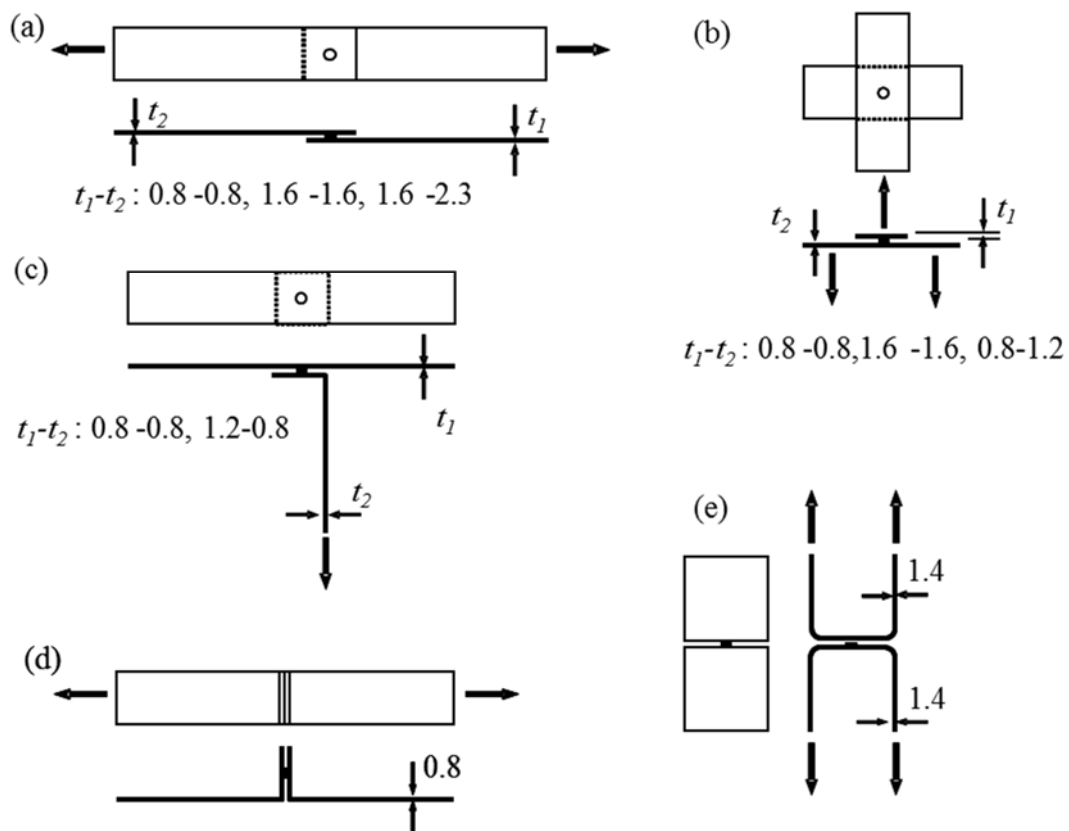


Fig. 2-5 Single spot welded specimens. (a) Tensile shear (TS), (b) cross tension (CT), (c) T-type tension (TT), (d) L-type tension (LT), (e) U-type tension (UT).

図 2-6 に疲労試験データを荷重範囲と疲労寿命で整理した関係を示す．試験片に付与される荷重で実験データを整理すると荷重範囲と疲労寿命の関係は継手形式および板厚により大きく異なった．板厚が同じ継手においては，TS タイプが最も疲労強度が高く判定され，次いで，CT タイプと UT タイプ，その次に，TT タイプとなり，最も疲労強度が低く判定されるのは LT タイプであった．また，同じ継手形式の中でも板厚が異なると荷重範囲で

整理した疲労強度は異なり, TS タイプと CT タイプでは 0.8mm の板厚同士の継手より 1.6mm の板厚同士の継手の方が疲労強度は高くなった. 2 枚の鋼板板厚がそれぞれ異なる TS タイプ継手 (板厚 1.6mm と板厚 2.3mm) と CT タイプ継手 (板厚 0.8mm と板厚 1.2mm) の場合には板厚が小さい側, すなわち, TS タイプでは板厚 1.6mm, CT タイプでは板厚 0.8mm でき裂が生じ, 板厚が小さい鋼板同士 (TS タイプ継手と CT タイプ継手では 2 枚の鋼板板厚がそれぞれともに 0.8mm と 1.6mm) で作製した継手の場合とほぼ同じ疲労強度になっていた. また, ここでは比較していないが, 試験片板幅も疲労強度に影響を及ぼすことが知られている.

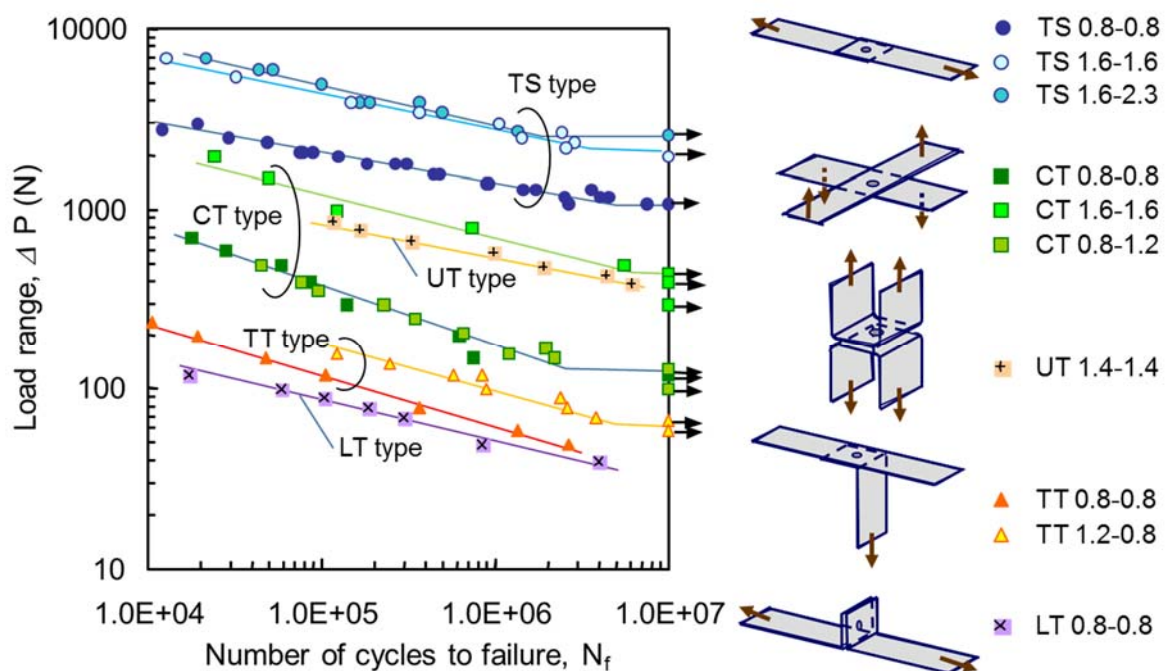


Fig. 2-6 Load range-life plots for various single spot welded specimens.

次に, 図 2-6 の縦軸に示した荷重範囲を構造応力範囲で整理するため図 2-5 に示した疲労試験片の有限要素モデルを作成し, 有限要素解析を行った. 図 2-7 に有限要素モデル例として引張せん断 (TS) タイプ継手を示した. スポット溶接部に対応するビーム要素に繋がるシェル要素の寸法は 5 mm x 5 mm または 6.25 mm x 6.25 mm とした. 継手の片側端部を完全固定し, もう片方の端部に引張の単位荷重を与える境界条件で弾性解析を実施した. 鋼板と溶接部はともにヤング率 206GPa, ポアソン比 0.3 とした. 図 2-6 に示した試験荷重に対する構造応力は単位荷重の条件で求めた構造応力に試験荷重を掛けて算出した. 図 2-6 の縦軸に示した荷重範囲を有限要素解析で求めた構造応力範囲で整理し直した構造応力-疲労寿命線図を図 2-8 に示す. 図 2-6 の荷重範囲で整理した場合, 継手形式が異なると縦軸の荷

重範囲は 2 ケタ近くの広い範囲で異なる結果となっていたが、図 2-8 に示すように構造応力範囲で整理すると板厚や継手形式が異なっても狭い範囲内にデータが収まり、構造応力が有効な評価指標となり得ることが確認された。これら全データの平均から構造応力範囲と寿命の関係を求めることで式(2-7)を得た。図 2-7 には 95%信頼区間も破線で示した。

$$\log(N_f) = -4.0141 \cdot \log(\Delta\sigma_{st}) + 15.887 \quad (2-7)$$

ここで、 $\Delta\sigma_{st}$ は構造応力範囲（最大応力－最小応力）、 N_f は疲労寿命である。

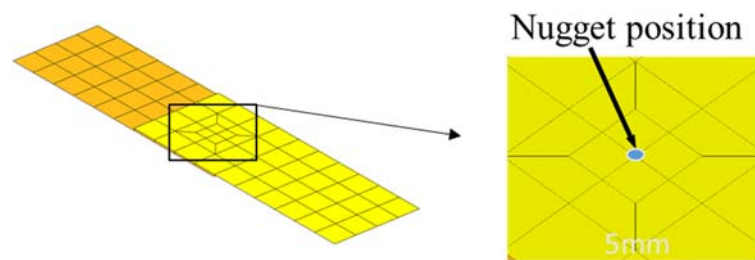


Fig. 2-7 Finite element model of spot welded tensile shear specimen.

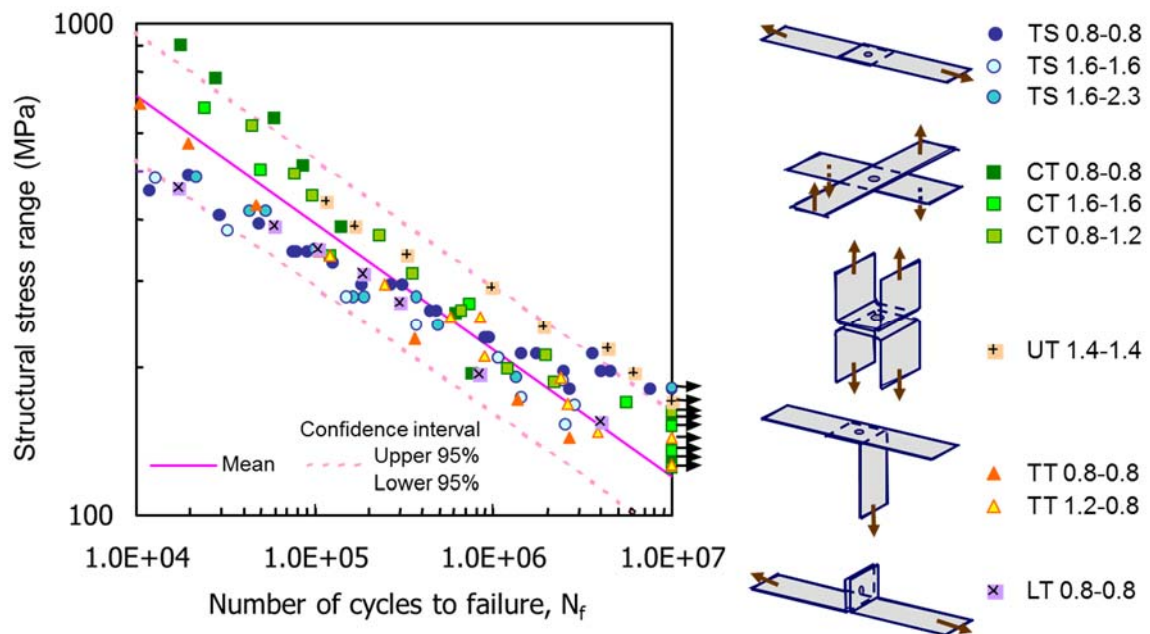


Fig. 2-8 Structural stress range-life plots for various single spot welded specimens.

2.5 単点スポット溶接継手および複数スポット溶接構造体での疲労破壊挙動

本予測手法では疲労破壊したとみなされた溶接部について有限要素モデルに変更を加えるためモデル更新方法を決めておく必要がある。そこで、単点と多点スポット溶接継手の破壊挙動の比較から破壊溶接部のモデル化方法を検討した。

2.5.1 実験方法

供試材は板厚 1.2mm の 590MPa 級高強度冷延鋼板で化学成分と機械的性質を表 2-1 と表 2-2 にそれぞれ示す。図 2-9 に単点と多点スポット溶接試験体の形状、負荷方向およびひずみゲージ貼付位置を示す。単点スポット溶接試験体は U 字形の成形品を二つ合わせて作製した。多点スポット溶接試験体は U 字形の成形品と平板を組み合わせ、溶接部ピッチ 40mm で 10 点溶接した。単点および多点試験体ともに溶接部のナゲット径は 5.5mm とした。疲労試験はせん断荷重の負荷様式で行った。単点スポット溶接試験体の試験には 20kN 油圧サーボ試験機を使用し、荷重制御で応力比 0、周波数 10Hz の条件とした。溶接部近傍のひずみ挙動を把握するため両方の鋼板外側表面に負荷方向と平行にゲージ長 2mm のひずみゲージを貼付した。このとき、ひずみゲージの端は溶接部圧痕の外周に合わせた。ひずみの測定は 1,000 サイクル目から開始し、5,000 サイクル毎に行った。多点スポット溶接試験体での試験には 50kN 油圧サーボ試験機を使用し、荷重制御で荷重比 0.05、周波数は 2 から 10Hz とした。10 点の溶接部の両側鋼板表面には単点スポット溶接試験体と同じ要領でひずみゲージを貼付し、ひずみの測定は 1,000, 2,000, 5,000, 10,000, 20,000 サイクル・・・の間隔で行った。疲労試験の打ち切りは試験機のリミッタを用い、荷重が不安定となった時点とした。

Table 2-1 Chemical composition of 590MPa grade cold rolled high strength steel (mass %).

C	Si	Mn	P	S
0.064	0.48	1.36	0.012	0.004

Table 2-2 Mechanical properties of 590MPa grade cold rolled high strength steel sheet.

YS(MPa)	TS(MPa)	El(%)
390	655	26.3

2.5.2 結果および考察

単点スポット溶接試験体に荷重範囲 3.92kN を繰返し負荷した時の最大荷重時におけるひずみの変化を図 2-10 に示す。正ひずみは引張ひずみ、負ひずみは圧縮ひずみを表す。最大

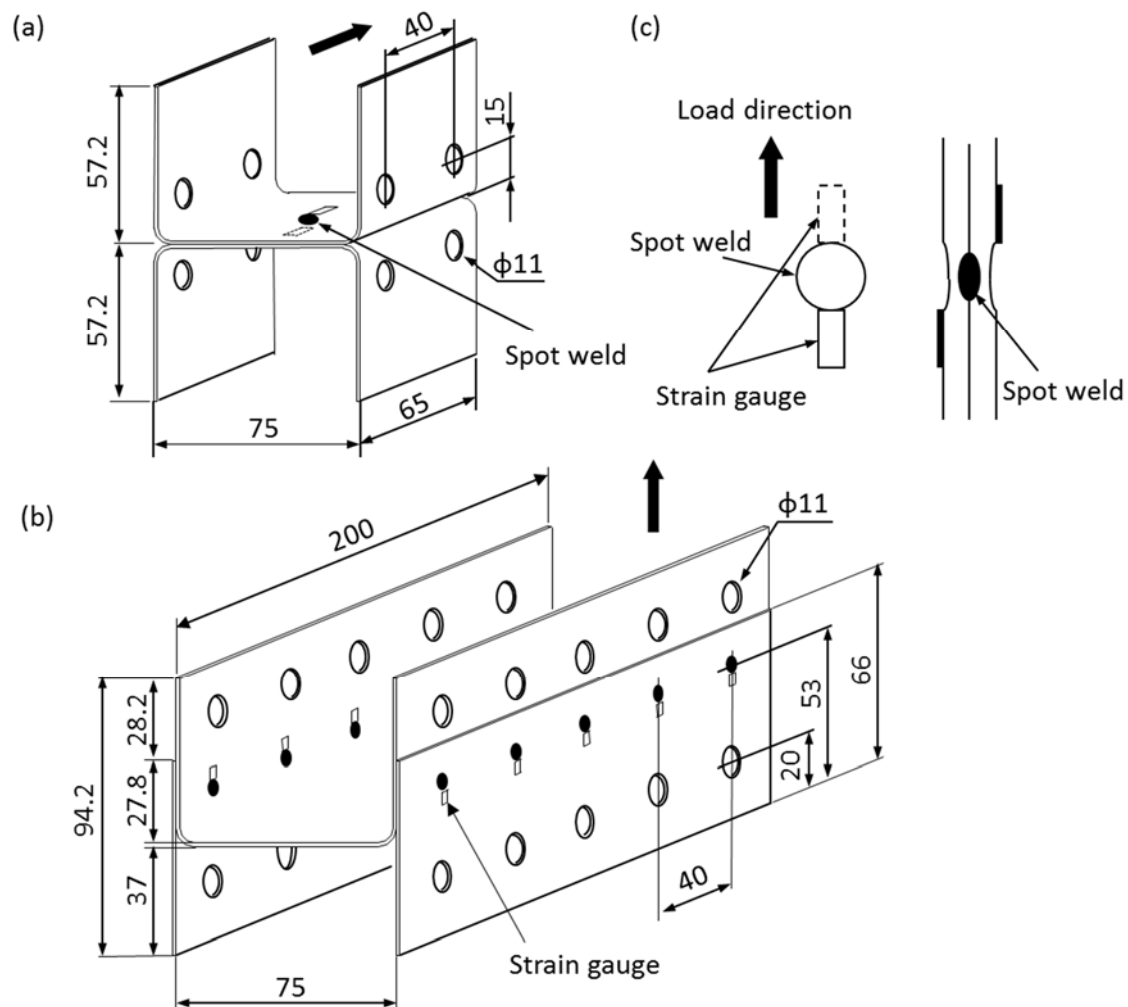


Fig. 2-9 Shapes and dimensions of spot welded specimens. (a) Single spot welded specimen, (b) multi-spot welded specimen, (c) positions of strain gauges.

荷重時には試験開始から繰返し数 2×10^4 サイクル程度まではほぼ一定の圧縮ひずみを示した。これは、せん断荷重に対して継手で荷重伝達される軸がずれているために継手に曲げモーメントが生じたためと考えられる。繰返し数 2×10^4 サイクルあたりからひずみの変化が大きくなり、引張ひずみとなる方向に変化した。阿部ら[2-10]は単点スポット溶接継手の引張せん断試験で、繰返し荷重による溶接部近傍のひずみ変化とき裂の観察から、ひずみの急激な変化を示し始める時期と疲労き裂の発生時期はよく対応していると報告しており、本実験でのひずみ変化の開始も疲労き裂発生に伴うものと考えられる。 4.2×10^4 サイクルを越えるとひずみが引張となっており、これは図 2-11 のように疲労き裂が鋼板外表面まで到達した後に荷重と垂直方向に進展し、そのき裂を迂回するように力が作用したためと推定される。

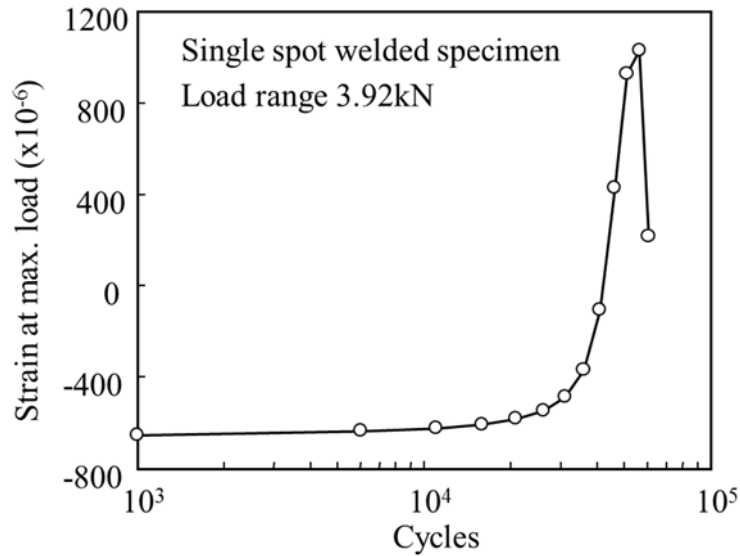


Fig. 2-10 Variation of strain during fatigue test.

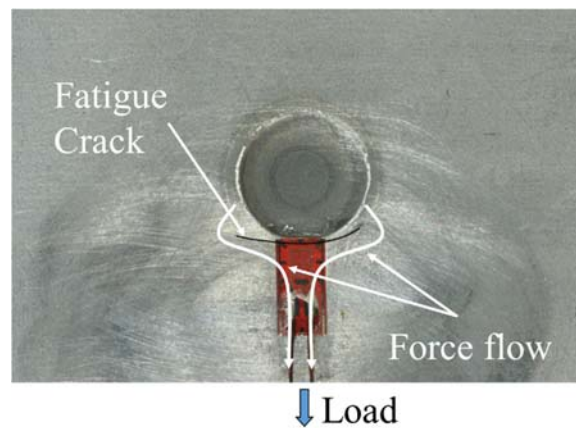


Fig. 2-11 Force flow near a fatigue crack.

次に、多点スポット溶接試験体に荷重範囲 20.9kN（最大荷重 22kN，最小荷重 1.1kN）を繰り返し負荷した時の最大荷重時におけるひずみおよび試験体剛性の変化を図 2-12 に示す。ひずみは試験体片側 5 点のスポット溶接部（以後、溶接部 1 から 5 と呼ぶ）について示しており、繰り返し数 10^3 サイクルでのひずみを基準にしてそれからの変化量で示している。また、試験体剛性は最大荷重時の試験機ヘッドのストロークから求め、初期剛性を 100%とした。 5×10^4 サイクルまではいずれのひずみもほぼ変化が認められなかったが、 10^5 サイクルでまず、溶接部 3 および溶接部 4 に対する U 字部材側の 3b（記号□）および 4b（記号◇）に変化がみられた。その後、 2×10^5 サイクルになると最初に変化が見られた 3b と 4b の反対側平板の 3a（記号■）および 4a（記号◆）と、溶接部 2 に対する U 字部材側の 2b（記号△）で変化が生じた。さらに、 5×10^5 サイクルで溶接部 2 に対する平板側の 2a（記号▲）と、

溶接部 5 に対する 5a (記号×) および 5b (記号+) と, 溶接部 1 に対する 1a (記号●) および 1b (記号○) でも変化が現れた. 全ての溶接部でみられる傾向として, ひずみの大きな変化は先に U 字部材側で生じ, その後, 平板側で生じていた. 一方, 試験体剛性は 5×10^5 サイクルまではほとんど変化がなく, その後に低下し始め, 10^6 サイクルを超えると急激に剛性低下した. この試験体での疲労寿命は 1.69×10^6 サイクルであった. 多点スポット溶接部

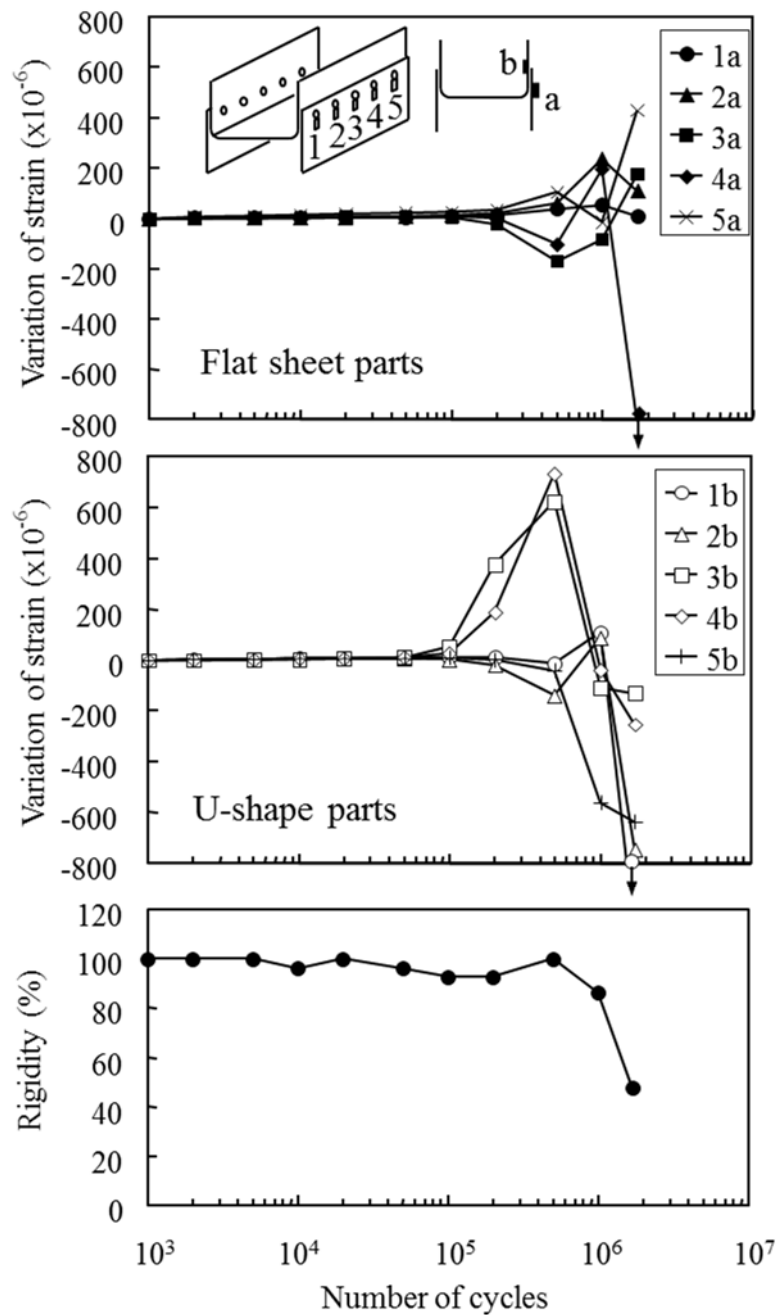


Fig. 2-12 Variation of strain and rigidity during fatigue test.

のひずみ変化，特にひずみ変化が大きく試験体の疲労寿命を支配していると考えられる U 字部材側のひずみ変化を図 2-10 に示した単点スポット溶接部のひずみ変化と比較すると，溶接部 3 と 4 での変化挙動が単点スポット溶接部の場合とよく似ていた．このため，これら 2 点の溶接部は多点スポット溶接試験体の最終疲労寿命以前の 10^5 サイクル時には既に荷重伝達の困難な状態になっていたと考えられる．また，溶接部 4 の隣の溶接部 5 も溶接部 3 と 4 が特に急峻なひずみ変化を示した 5×10^5 サイクルと 10^6 サイクルの間に同様に急峻なひずみ変化をしていることから，溶接部 3 と 4 の破壊により溶接部 5 に急激な分担荷重増加が起こり，破壊が急激に進行したと推定される．そして，その後に残った溶接部 1 と 2 でも 10^6 サイク以降で急峻なひずみ変化を示していることから，これら 2 点の溶接部破壊によって試験体の疲労寿命を迎えたと考えられる．

以上の多点スポット溶接部の破壊挙動から，一度き裂が生じた溶接部では急激にき裂が進行して荷重を分担しなくなると考えられたため，本予測手法では破壊したとみなした溶接部のビーム要素を取り除いて有限要素解析を繰返す方法を採用した．

2.6 複数スポット溶接部の逐次破壊を考慮した実構造体での疲労寿命予測手法

多点スポット溶接構造体が m 打点のスポット溶接部からなるとした場合の疲労寿命計算方法について検討した．以後， m 打点ある溶接部はそれぞれ溶接部 1 から溶接部 m と呼ぶことにする．

一定振幅の繰返し荷重がスポット溶接構造体に与えられたとき，その構造体に存在する溶接部 1 から溶接部 m にはそれぞれ $\Delta\sigma_{st1}$ から $\Delta\sigma_{stm}$ の構造応力範囲となる繰返し応力が負荷されていることになる．このとき，それぞれのスポット溶接部の疲労寿命は式(2-7)に示した構造応力－寿命線図に基づいてそれぞれ N_{f1} から N_{fm} と予測される．溶接部 1 の寿命 N_{f1} が最短であったとき， N_{f1} 回の繰返し負荷を受けた溶接部 2 から溶接部 m のダメージをそれぞれ D_2 から D_m とすると，それらのダメージは式(2-7)を用いて式(2-8)ように求めることができる．

$$D_i = \frac{N_{f1}}{N_{fi}} = \left(\frac{\Delta\sigma_{st1}}{\Delta\sigma_{sti}} \right)^{-4.0141} \quad (i = 2, 3, \dots, m) \quad (2-8)$$

次に，最短寿命の溶接部 1 に相当するビーム要素を取り除き，その更新された有限要素モデルについて再び応力計算を行う．その結果，溶接部 2 から溶接部 m の構造応力範囲がそれぞれ $\Delta\sigma'_{st2}$ から $\Delta\sigma'_{stm}$ であったとき，式(2-7)より寿命はそれぞれ N'_{f2} から N'_{fm} となる．各溶接部はすでに式(2-8)のダメージを受けているので，溶接部 2 から溶接部 m に残存する

疲労寿命をそれぞれ n_2 から n_m とするとマイナー則を用いて次のように表すことができる．

$$\frac{N_{f1}}{N_{fi}} + \frac{n_i}{N'_{fi}} = 1 \quad (i = 2, 3, \dots, m) \quad (2-9)$$

したがって，各溶接部に残存する寿命は次のようになる．

$$\begin{aligned} n_i &= N'_{fi} \left(1 - \frac{N_{f1}}{N_{fi}} \right) \\ &= 10^{15.887} \cdot \Delta\sigma'_{sti}{}^{-4.0141} \cdot \left\{ 1 - \left(\frac{\Delta\sigma_{st1}}{\Delta\sigma_{sti}} \right)^{-4.0141} \right\} \quad (i = 2, 3, \dots, m) \end{aligned} \quad (2-10)$$

式(2-10)に示した各溶接部の残存寿命の中から最短寿命を抽出し，以後，式(2-8)から式(2-10)の計算を繰返して溶接部が順次破壊していくときの最短残存寿命を求める．そして，それらの個々の最短残存寿命の和を構造物の寿命とみなす．

2.7 フットレスト実構造への適用例

2.7.1 解析条件および試験方法

自動車の運転席の左足元には，アクセル操作をしない左足を置いておくためのフットレストと呼ばれる部品がある．自動車メーカーでは運転者がこの部品を繰返し踏みしめることを想定した疲労評価が行われている．図 2-13 は自動車の右側運転席で運転者の足元周辺における切り出した車体の一部分を示している．フットレストは車体フロアパネルにスポット溶接で接合されたフットレストブラケットに取り付けられているため，フットレストに負荷を与えたときに生じるブラケットと車体フロアパネルのスポット溶接部の疲労特性が重要になる．図 2-14 に検討した解析モデルを示す．ブラケットのフランジ部と車体フロア

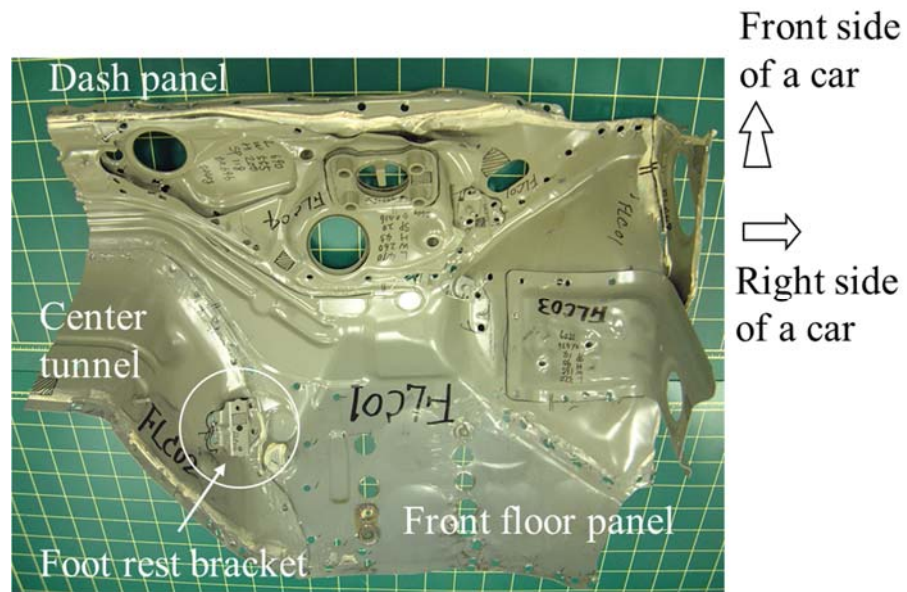


Fig. 2-13 Appearance of a cut body structure around a foot rest bracket.

パネルをスポット溶接している打点数が異なる 2 種類の試験体について解析を行った。図 2-14(a)は 4 打点のスポット溶接部の場合、(b)は 6 打点のスポット溶接部の場合である。解析対象はブラケット周辺のみのカットモデルとし、疲労試験の入力位置となる樹脂製フットレストはモデル化していない。剛体棒要素を用いて樹脂製フットレストに入力した位置および方向の押込み負荷を与えた。解析対象のカットモデル外周は完全拘束とした。これらのモデルについて弾性解析を行った。解析モデルの鋼板および溶接部はヤング率 206GPa, ポアソン比 0.3 とした。

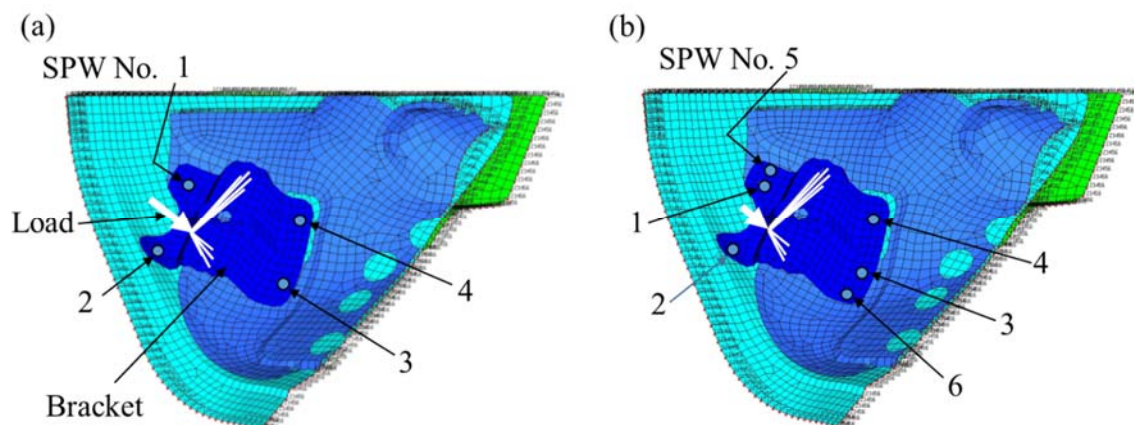


Fig. 2-14 FE model around a bracket. (a) 4-spot weld model, (b) 6-spot weld model.

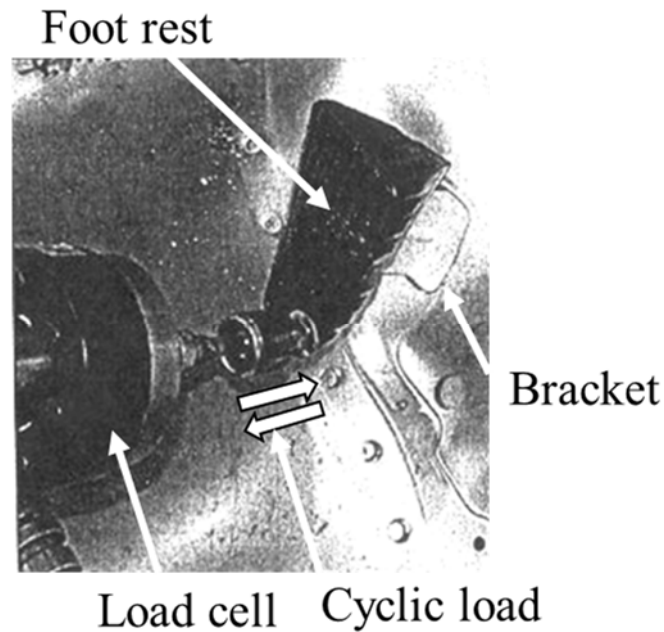


Fig. 2-15 Appearance of fatigue test.

疲労試験は，図 2-15 に示すように，ブラケットの上に樹脂製フットレストをボルトで取り付け，フットレストの下部位置に片振りの繰返し押し込み荷重を与えた．

2.7.2 結果と考察

図 2-16 に予測結果と試験結果の比較を示す．図 2-16(a)はスポット溶接部が 4 打点の場合，図 2-16(b)はスポット溶接部が 6 打点の場合である．図にはスポット溶接部の破壊を考慮しない従来手法の結果も示した．図 2-16(a)に示したスポット溶接部が 4 打点の場合，疲労試験では 2 箇所のスポット溶接部でき裂が生じ，最初の疲労破壊はスポット溶接部 1 (SPW No.1)，次の疲労破壊はスポット溶接部 2 (SPW No.2) で認められた．これらの疲労寿命はそれぞれ SPW No.1 で 1.4×10^4 サイクル，SPW No.2 で 2.70×10^4 サイクルであった．この試験結果に対して，本提案の予測手法では SPW No.1 で 4.20×10^4 サイクル，SPW No.2 で 5.90×10^4 サイクルとそれぞれ予測された．一方，従来の予測手法では SPW No.1 で 4.20×10^4 サイクル，SPW No.2 で 2.73×10^6 サイクルとそれぞれ予測された．本提案手法と従来手法では最初に疲労破壊が予測されるスポット溶接部の予測寿命は同一であるが，2 番目以降に破壊が予測されるスポット溶接部の予測寿命に違いが生じた．図 2-16(a)に示したように，本提案手法と従来手法ともにスポット溶接部の破壊が最初に SPW No.1 で生じ，その次に SPW No.2 で生じることは予測できていたが，従来手法では 2 番目に疲労破壊が生じると予測された SPW No.2 の予測寿命が試験結果に比べて約 2 ケタも長く予測されていた．これに対し

て、本提案手法では 2 番目に疲労破壊が生じると予測された SPW No.2 の予測寿命は試験結果に対して約 2.2 倍に収まっており予測精度向上を確認できた。次に、図 2-16(b)に示したスポット溶接打点数が 6 点の場合、疲労試験では 4 箇所のスポット溶接部にき裂が生じ、寿命は短い方から順に SPW No.3 で 1.45×10^5 サイクル、SPW No.5 で 1.70×10^5 サイクル、SPW No.1 で 2.40×10^5 サイクル、および SPW No.4 で 2.70×10^5 サイクルであった。この試験結果に対して、本提案の予測手法では SPW No.3 で 1.35×10^5 サイクル、SPW No.5 で 2.50×10^4 サイクル、SPW No.1 で 1.27×10^5 サイクル、および SPW No.4 で 1.35×10^5 サイクルとなった。SPW No.5 に対する予測寿命が試験寿命に比べて 0.15 倍と短くなっていたが、2 番目以降に疲労破壊が生じたスポット溶接部についてはほぼ妥当な予測結果となっていた。一方、従来の予測手法では SPW No.3 で 9.29×10^7 サイクル、SPW No.5 で 2.50×10^4 サイクル、SPW No.1 で 3.50×10^8 サイクル、および SPW No.4 で 3.10×10^6 サイクルとなった。従来の予測手法では SPW No.1 と No.3 で 10^7 サイクルを超え、SPW No.4 でも 1 ケタ長い予測結果となっており、実験結果と大きく異なっていた。

溶接部が 4 点および 6 点の場合のどちらにおいても本提案手法は従来手法に比べて 2 番目以降に破壊する溶接部に対して予測精度が大幅に精度向上しており、複数箇所のスポット溶接部の疲労破壊を経た後に構造体として破損したと判定する疲労性能評価において本提案手法の有効性を確認することができた。

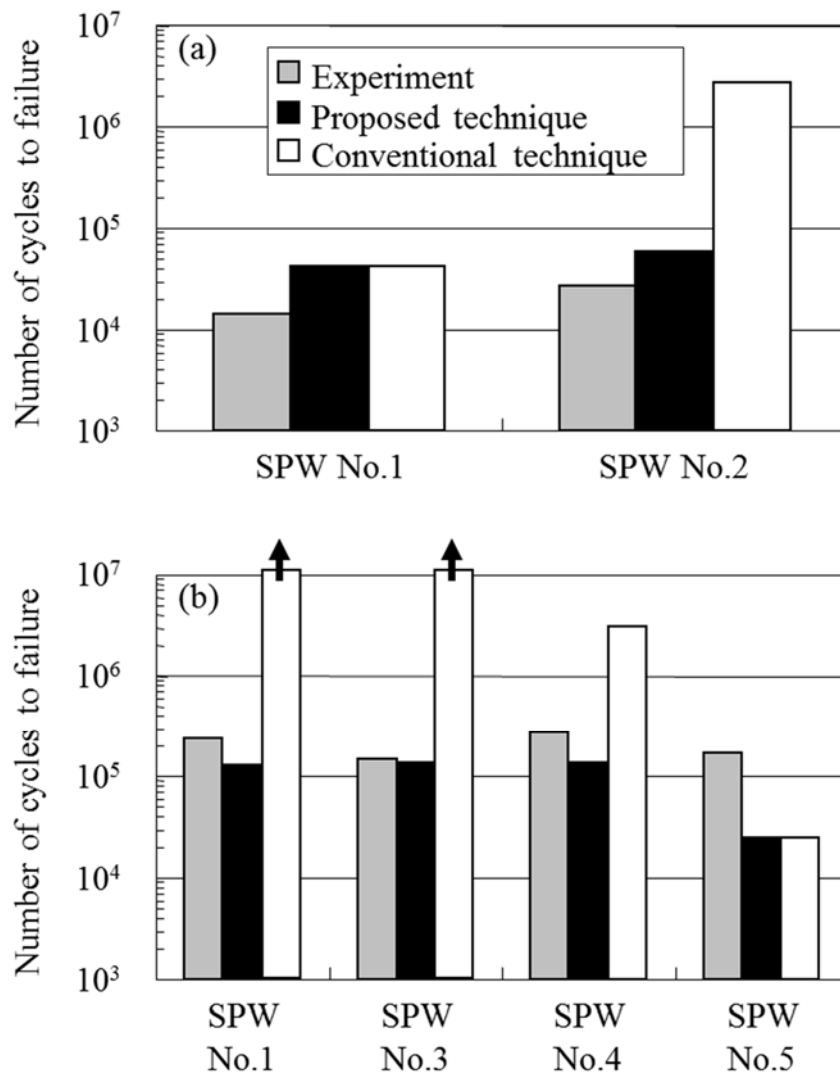


Fig. 2-16 Comparison of fatigue life predictions using proposed and conventional techniques with test results. (a) 4-spot weld structure, (b) 6-spot weld structure.

2.8 トレーラヒッチ実構造への適用例

2.8.1 解析条件

自動車車体の後部にトレーラヒッチと呼ばれる部品を取り付けて荷物を載せた台車を牽引する場合がある。このとき、自動車の発進と停止および加速と減速によりトレーラヒッチを取り付けた車体には繰返し負荷が生じるため、これを想定した疲労評価が行われている。図 2-17 に示す解析対象を示す。解析モデルは車体の後ろ半分とし、その車体にトレーラヒッチが取り付けられている。車体の固定条件は、車体モデルのカットされた領域を完全拘束とし、試験時に車体を支持するリアサスペンションダンパーと呼ばれるシャシー部品の取り付け位置について上下方向を拘束した。荷重入力はトレーラヒッチのヒッチボールと呼ばれる位置に両振り荷重を与えた。

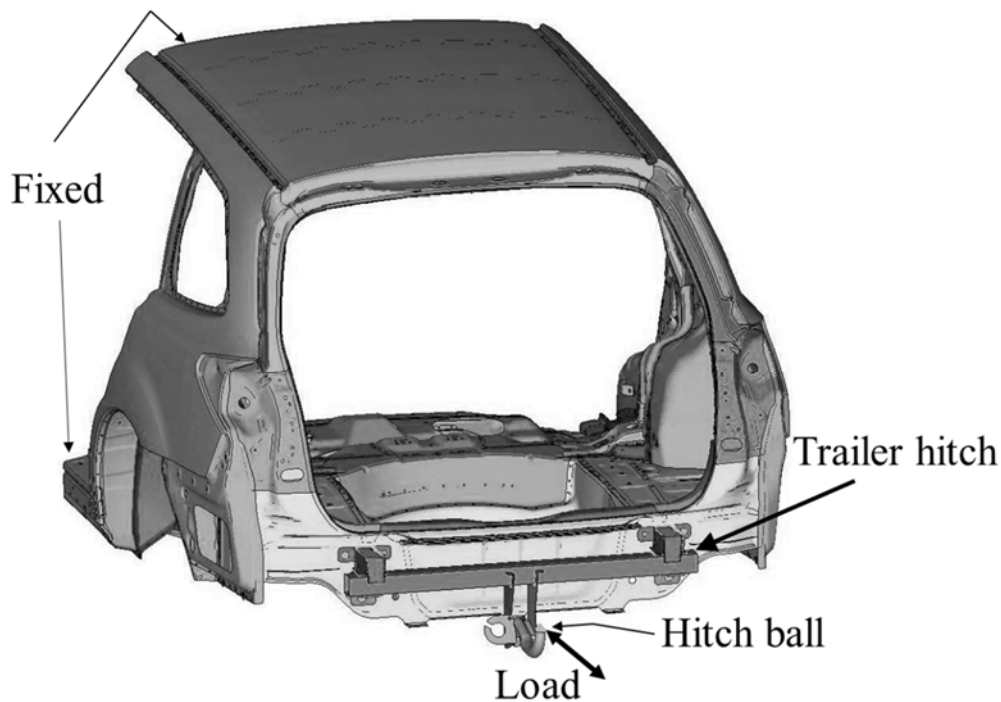


Fig. 2-17 FE model of a trailer hitch assembly and a half body.

2.8.2 結果と考察

図 2-18(a)に試験でのき裂発生位置，図 2-18(b)および(c)にそれぞれ車体外側と内側での危険予測位置，図 2-18(d)に試験寿命と予測寿命の比較を示す．試験では漏水につながるき裂に注目して車両外側を確認した．また，本提案手法で溶接部のビーム要素を順次取り除く繰り返し計算は，試験でき裂が確認された位置の寿命までとし，予測寿命は本提案手法と従来手法の両方を示した．図 2-18(a)に示すように疲労試験では左右のコンビランプ下の溶接部でき裂が確認された．一方，図 2-18(b)に示すように予測位置はトレーラヒッチ取り付け部周辺で目視可能な場所として試験と同じ溶接部と，図 2-18(c)に示すように試験では確認対象外であった車内側のリヤフロアパネルと呼ばれる部品とリヤスカートインサイドと呼ばれる部品を接合するための左右の溶接部であった．図 2-18(d)に示すように試験寿命は左右のコンビランプ下の溶接部ともに 1.80×10^5 サイクルに対して，本手法の予測は左側 1.64×10^5 サイクル，右側 1.37×10^5 サイクルと良好な対応を示し，従来手法でも左側 1.71×10^5 サイクル，右側 1.29×10^5 サイクルで本手法と同程度の精度であった．また，車内側の本手法予測は左側 3.07×10^4 サイクル，右側 3.46×10^4 サイクルに対して従来手法では左側 3.07×10^4 サイクル，右側 3.45×10^4 サイクルでほぼ同じとなった．

この構造では，前節で示したフットレスト取り付けブラケットの場合と比較して，高応力溶接部が分散していたため破壊溶接部周辺の複数の溶接部で連続的なスポット溶接部の破

壊が生じず，本提案手法と従来手法で予測結果に差異が生じなかったと考えられる．このことから，本提案手法は高応力なスポット溶接部が近い位置に集中している場合に従来手法に比べて有効となることが予想される．

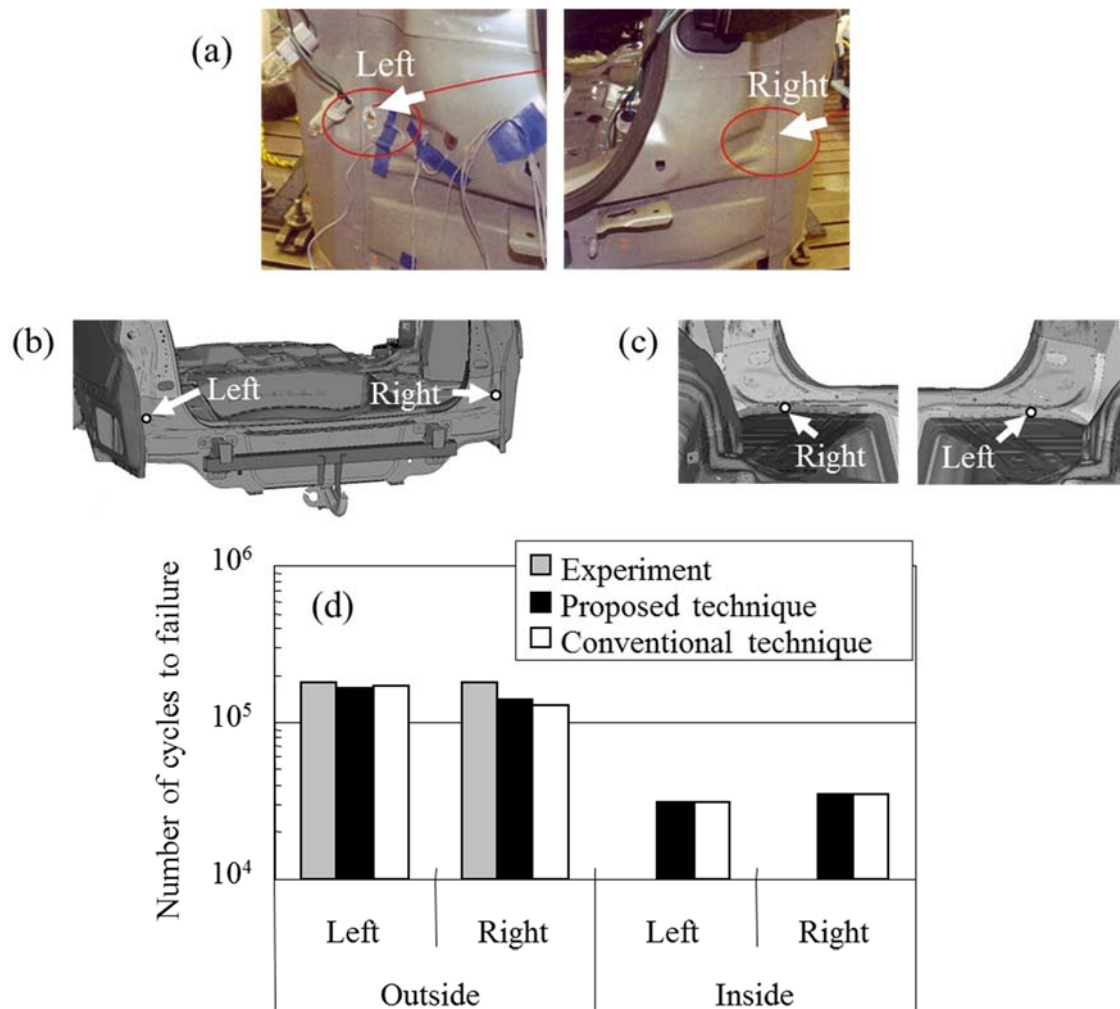


Fig. 2-18 Fracture locations and fatigue lives. (a) Locations at a test, (b) predicted locations at outside of car body, (c) predicted locations at inside of car body, (d) comparison of predicted fatigue lives and test results.

2.9 まとめ

スポット溶接構造体の疲労評価において複数のスポット溶接部で破壊が生じる場合を考慮した寿命予測手法を提案し，このとき重要となる有限要素モデルでの破壊したスポット溶接部の取り扱い方を単点スポット溶接継手と多点スポット溶接継手の破壊挙動に基づいて検討した．さらに実機評価に対する本提案手法の適用検討を行った結果，以下の知見を得た．

(1) U字形プレス成形部品と平板を10打点のスポット溶接部で接合した多点スポット溶接

継手の疲労試験における各スポット溶接部の破壊挙動は単点スポット溶接継手の溶接部と同様に疲労き裂発生後、急激にき裂が進展する破壊挙動を示した。

- (2) 単点スポット溶接継手と多点スポット溶接継手での溶接部破壊挙動の比較から、多点スポット溶接部を有する構造体の有限要素モデルでは破壊したとみなした溶接部に対応するビーム要素を取り除く方法で対応可能と考えられた。
- (3) 実機評価でも本提案手法は有効であることが確認され、特に破壊する溶接部が近接する場合では2番目以降の破壊溶接部の予測寿命精度が大幅に向上した。
- (4) 本提案手法により、高応力な溶接部が集中して存在する部分に対して最適な溶接部配置等が検討でき、高疲労寿命な構造設計につながると期待できる。

第2章 参考文献

- [2-1] 近藤正恒. 溶接・溶接技術の適用 (自動車) 溶接学会誌. 2010, Vol.79, No.8, pp.42-51.
- [2-2] Andreas Rupp, Klaus Storezel, Vatroslav Grubisic. Computer Aided Dimensioning of Spot-Welded Automotive Structures. SAE Paper 957011 (1995).
- [2-3] Jürgen Gumpinger, et al.. Unger, Bernhard. Computer Simulated Estimation of the Fatigue Behaviour and Stiffness of Spot Joints in Automotive Structures. Proceedings IBEC'97 International Body Engineering Conference & Exposition. Stuttgart, September 1997.
- [2-4] Yuji Nakahara, et al.. Method of Fatigue Life Estimation for Spot-Welded Structures. SAE Paper 2000-01-0779 (2000).
- [2-5] 千葉真一ほか. CAE によるトラックキャブ疲労強度予測, 三菱自動車テクニカルレビュー. 2003, No.15, pp.54-60.
- [2-6] 自動車技術会. スポット溶接継手疲労強度データ集, 技術報告シリーズ 3. 1987, pp.192
- [2-7] 水井正也ほか. 形状の異なる各種スポット溶接継手の疲労強度. 自動車技術会学術講演会前刷集. 1985, No.852, pp.513-518.
- [2-8] 小野守章ほか. 各種スポット溶接継手試験片の疲労強度とひずみ挙動. 自動車技術会論文集. 1985, No.31, pp.86-93.
- [2-9] 結城良治ほか. スポット溶接継手の疲労強度の破壊力学的解析・評価. 日本機械学会論文集 A. 1985, Vol.51, No.467, pp.1772-1779.
- [2-10] 阿部博司ほか. 2 段繰り返し荷重下における単点スポット溶接継手の疲れ寿命について. 溶接学会論文集. 1993, Vol.11, No.2, pp.313-319.
- [2-11] 馬淵ら. 箱形断面部材の捩り疲労強度 (歪測定, 溶接部分担荷重による寿命推定). 自動車技術会 “自動車の軽量化・疲労問題とスポット溶接シンポジウム”, (1985.3), p.66.
- [2-12] 新沢ら. 箱形断面部材の捩り疲労強度 (スポット溶接フランジ部応力の理論解析). 自動車技術会 “自動車の軽量化・疲労問題とスポット溶接シンポジウム”, (1985.3), p.49.
- [2-13] 大島恵, 馬淵晃. スポット溶接部材の変形挙動と応力分布. 自動車技術. 1986, Vol.40, No.10, pp.1350-1358.
- [2-14] S. D. Sheppard, M. Strange. FATIGUE LIFE ESTIMATION ON RESISTANCE SPOT WELDS: INITIATION AND EARLY GROWTH PHASE. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 1992, Vol.15, No.6, pp.531-549.
- [2-15] S. D. Sheppard. Estimation of Fatigue Propagation Life in Resistance Spot Welds. ASTM Special Technical Publication. 1993, Vol.1211, pp.169-185.
- [2-16] D. Radaj. Theory of forces and stresses in spot welded overlap joints. Archive of Applied Mechanics. 1996, 67, pp.22-34.

第3章 せん断加工部の疲労特性に関する検討

3.1 はじめに

第2章では、自動車車体におけるスポット溶接部の疲労特性に関する検討を行ったが、その車体はシャシーと呼ばれる自動車の足回り機構に支えられている。そのため、サスペンションやタイヤホイールなどのシャシー部品は走行時における路面からの厳しい繰返し荷重を受けている。

鋼板をプレス成形して製造されるシャシー部品には、通常、機械的な切断方法によって形成された切断端部が存在している。その切断は金型のパンチとダイを用いて行われるせん断加工となっている。切断の目的によって、鋼板からプレス成形に適した形状に切り出すブランキング、穴をあけるパンチング（またはピアッシング）、およびプレス成形した後に不要な部分を取り除くトリミングといった分類がなされている。これらの切断端部は溶接部と同様に疲労き裂の発生危険部として注意が必要である。現在、いくつかのシャシー部品は引張強度 600MPa から 800MPa 程度までの高強度鋼板を用いて軽量化されてきている[3-1,3-2]が、鋼板の高強度化が進むにしたがって切欠き感受性が高まる[3-3]ため、切断端部の疲労強度に関する理解がますます必要となっている。金型パンチとダイで形成された切断端部のうち破断領域とバリ部では材料が引き千切られたために端面粗さが大きくなっており、打抜き加工に伴う加工硬化と残留応力が生じている。

以上のように、端面の粗さ、加工硬化および残留応力は打抜き加工部の疲労強度に重複して影響しているため、それぞれの影響度合いについては不明な点が多い。そこで、金属組織が異なる高強度鋼板を用いて打抜き孔部の疲労強度と打抜き加工による加工硬化、端面粗さおよび残留応力の関係を調査し、疲労強度に及ぼす主要因子を明らかにする基礎的検討を行った。また、これまで打ち抜き孔部の疲労強度に影響を及ぼす上述の3つの影響因子を明確に分離する検討は行われていなかった。そこで、打抜き加工後に適切な応力除去熱処理をした試験片を準備し、打抜きまま試験片と熱処理した試験片の疲労特性の比較を通して残留応力の影響について詳細に検討した。

3.2 打抜き孔部の疲労特性に及ぼす金属組織の影響に関する基礎的検討

3.2.1 実験方法

3.2.1.1 供試材と試験片形状

540MPa 級析出強化型（以後、540PH と呼ぶ）、590MPa 級二相組織型（以後、590DP と呼ぶ）、および 780MPa 級析出強化型（以後、780PH と呼ぶ）の3種類の高強度熱延鋼板を使用した。表 3-1 に3種類の高強度熱延鋼板の化学成分および機械的性質を示す。

Table 3-1 Chemical composition (wt. %) and mechanical properties of hot-rolled high strength steels.

Grade	C	Si	Mn	Others	t (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Remarks
540PH	0.153	0.01	1.37	Ti	6.0	458	569	31	Precipitation hardening
590DP	0.063	0.66	1.44	-	4.0	376	608	34	Dual phase
780PH	0.114	0.46	1.86	Nb, Ti	4.5	749	832	19	Precipitation hardening Grain refining

図 3-1 に鋼板への打抜き孔加工方法を示す． $\phi 10\text{mm}$ の円孔を打抜くためにパンチ，ダイおよび板抑え（ホルダー）からなる金型を用いた．パンチとダイのクリアランスは板厚比で 10%とした．また，打抜き孔との比較としてホーニング加工孔を有する試験片も準備した．図 3-2 は切断端面の特徴を示しており，パンチの押し込み側から順にダレ部，せん断部，破断部およびバリの 4 つに分類される．図 3-3 に打抜き孔付き疲労試験片およびホーニング加工孔付き疲労試験片を示す．

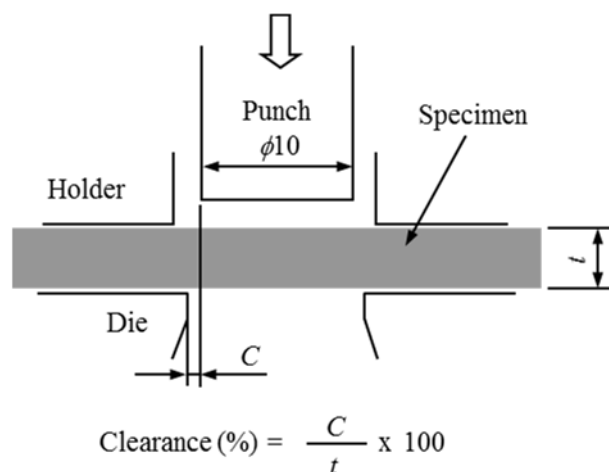


Fig. 3-1 Cross section of tools and definition of clearance.

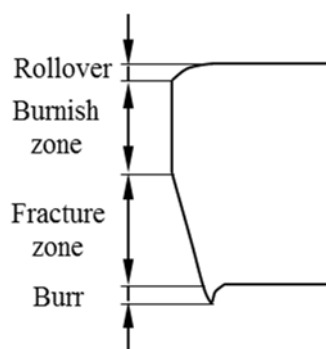


Fig. 3-2 Nomenclature of a punched hole edge.

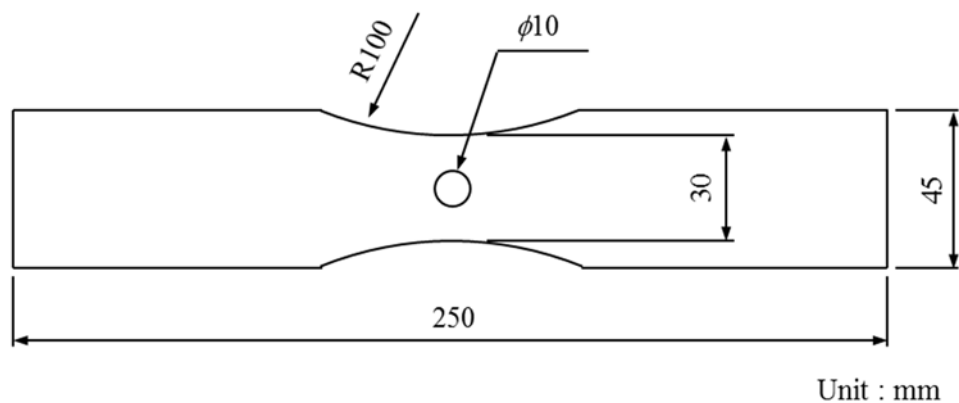


Fig. 3-3 Geometry of specimen used for fatigue test.

3.2.1.2 硬さ，粗さおよび残留応力の測定方法

打抜き孔端面近傍の加工硬化を調べるため，図 3-4 に示すように，端面から 0.05mm の位置における板厚方向の硬さ分布および鋼板表面と平行に板厚 1/2 における端面からの硬さ分布をマイクロビッカースで測定した．硬さ測定荷重は 0.245N とした．

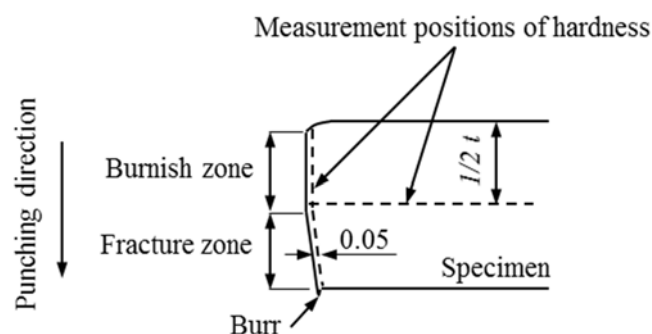


Fig. 3-4 Measurement positions of hardness.

打抜き孔端面の粗さを調べるため，図 3-5 に示すように，切断した孔を周方向に触針式粗さ測定器（触針先端径 2 μ m）で粗さ測定を実施した．このとき，100 μ m 間隔で 6 本の粗さ曲線を測定し，それらの粗さ曲線より得られた最大高さ R_y の平均値を各材料の打抜き孔の破断面粗さとした．粗さ曲線の測定条件は触針速度 0.5mm/s，測定ピッチ 1 μ m，測定長 3mm，カットオフ値 0.8 とした．

残留応力測定は，図 3-6 に示すように，打抜き孔を弧の深さ 3.5mm で切断し，微小 X 線を用いて板厚方向の全厚について行った．測定条件は，X 線源：CrK α 線（管電圧 40kV，管電流 25mA，フィルター使用），測定法：側傾法（ $\psi=0^\circ$ ， 20° ， 33° ， 45° ），測定ピーク： α -Fe の(211)回折線（ $2\theta=148.4\sim 165.0^\circ$ ），測定領域： ϕ 0.5mm とし，残留応力の算出には α -

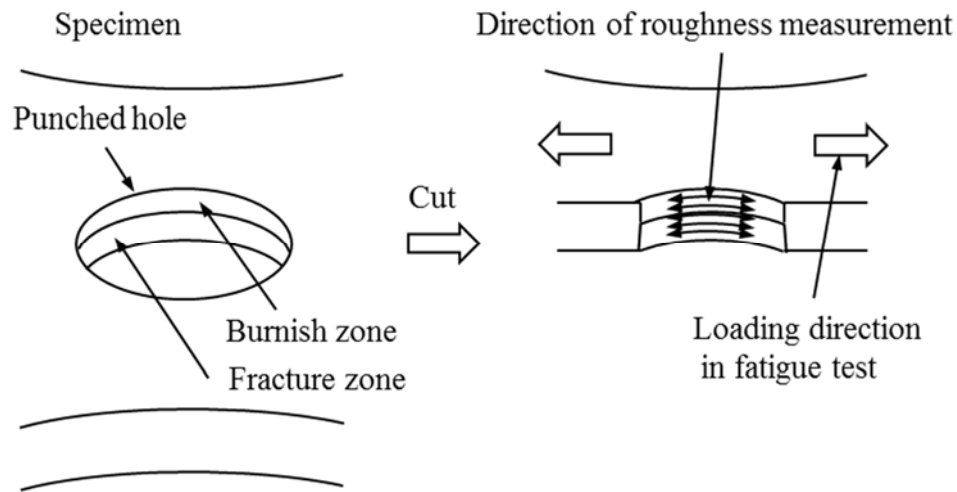


Fig. 3-5 Measurement positions of roughness.

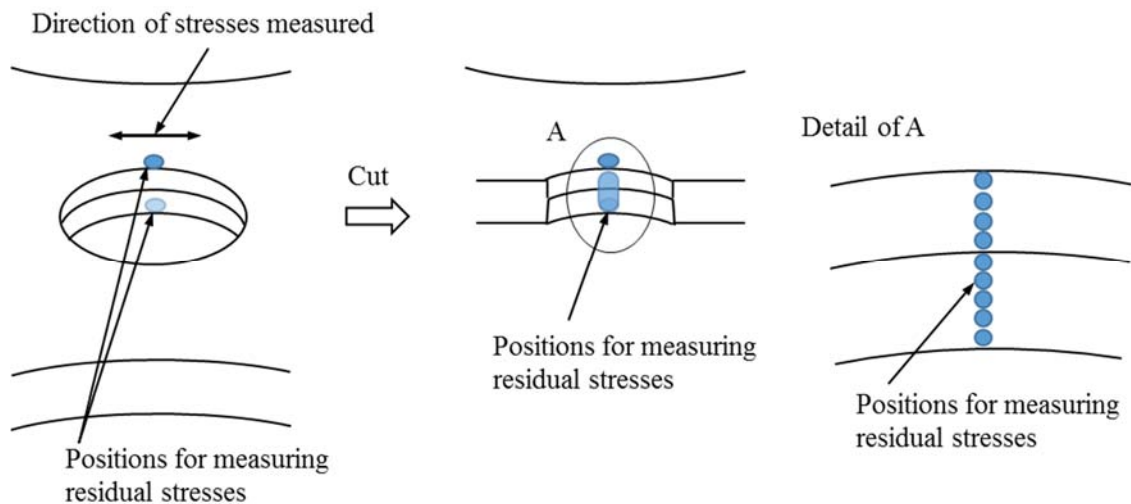


Fig. 3-6 Measurement positions of residual stresses around a punched hole.

Fe の応力定数-317.9MPa/deg.[3-4]を用いた。また、孔切断時の孔周辺の残留応力変化が懸念されたため、孔切断前後における孔近傍の鋼板表面 3mm x 3mm の領域で残留応力を測定した結果、残留応力の変化は最大でも 23MPa でほぼ変化しないことを確認した。

3.2.1.3 疲労試験方法

疲労試験は荷重制御による繰り返し引張負荷とし、応力比 0.1，繰り返し周波数 20Hz の条件で実施した。疲労試験の打ち切りは試験片が破断するか未破断の場合は 10^7 サイクルとした。

3.2.2 実験結果

3.2.2.1 疲労特性および疲労破面

図 3-7 に打抜き孔付き試験片とホーニング加工孔付き試験片の S-N 線図を示す。図の縦軸は試験片に負荷された最小断面での公称応力幅 $\Delta\sigma$ (最大応力-最小応力)である。図 3-7(a)に示すホーニング加工孔では、 10^4 サイクルから 10^7 サイクルのすべての繰返し数範囲で 780PH が 540PH および 590DP より高強度となっていた。また、 10^5 サイクルを超える長寿命域では 540PH, 590DP, 780PH の順、つまり鋼板の引張強さの上昇に伴い疲労強度が高くなっていた。これに対して、図 3-7(b)に示す打抜き孔では、鋼板強度と関係なく 5×10^4 サイクルを超える繰返し数範囲において 590DP の疲労強度が他の材料に比べて高く、780PH と 540PH は同じ疲労強度になっていた。

疲労試験後の破面を図 3-8 に示す。図中の矢印はき裂発生位置を示している。ホーニング加工孔では、鋼板表面に近い孔縁部および孔縁部以外のホーニング加工面からき裂が発生していた。いずれの材料においてもき裂発生頻度は孔縁部が高くなっていた。これに対して、打抜き孔では、板厚中央付近の破断面からのみ疲労き裂が発生する特徴が認められた。

3.2.2.2 孔端面近傍の硬さ分布

図 3-9 に打抜き孔の端面近傍での硬さ分布を示す。図(a)は板厚 1/2 における端面からの硬さ分布、図(b)は打抜き孔端面から 0.05mm の位置における板厚方向での硬さ分布である。板厚 1/2 での端面からの硬さ分布をみると、いずれの鋼板においても端面に近づくにしたがって急激に硬さが上昇していた。そして、端面から同じ位置での硬さを比べると鋼板強度が高いほど加工硬化した硬さも高くなっていた。板厚方向の硬さ分布はいずれの鋼板にいてもせん断領域において鋼板表面側からせん断領域と破断領域の境界まで硬さが上昇し、破断領域では鋼板裏面近傍のバリ部に相当する領域で硬さ上昇がみられた。

また、ホーニング加工孔の板厚 1/2 での端面からの硬さ分布も調査したが、いずれの鋼板においても端面近傍での加工硬化はみられなかった。

3.2.2.3 打抜き孔端面の粗さ分布

図 3-10 は打抜き孔端面を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した結果である。540PH と 780PH の破断領域において端面が大きく荒れている様子が観察された。一方、590DP では他の 2 種類の鋼板に比べて荒れが小さいことが観察された。次に、疲労き裂発生位置となっていた板厚中央付近の端面近傍の断面を図 3-11 に示す。540PH および 780PH ではパーライトバンドおよび粗大な炭化物の周りで多数のボイドが発生していた。そして、それらのボイドが連結して端面での開口に至っていることが観察された。これに対して、590DP では二相組織

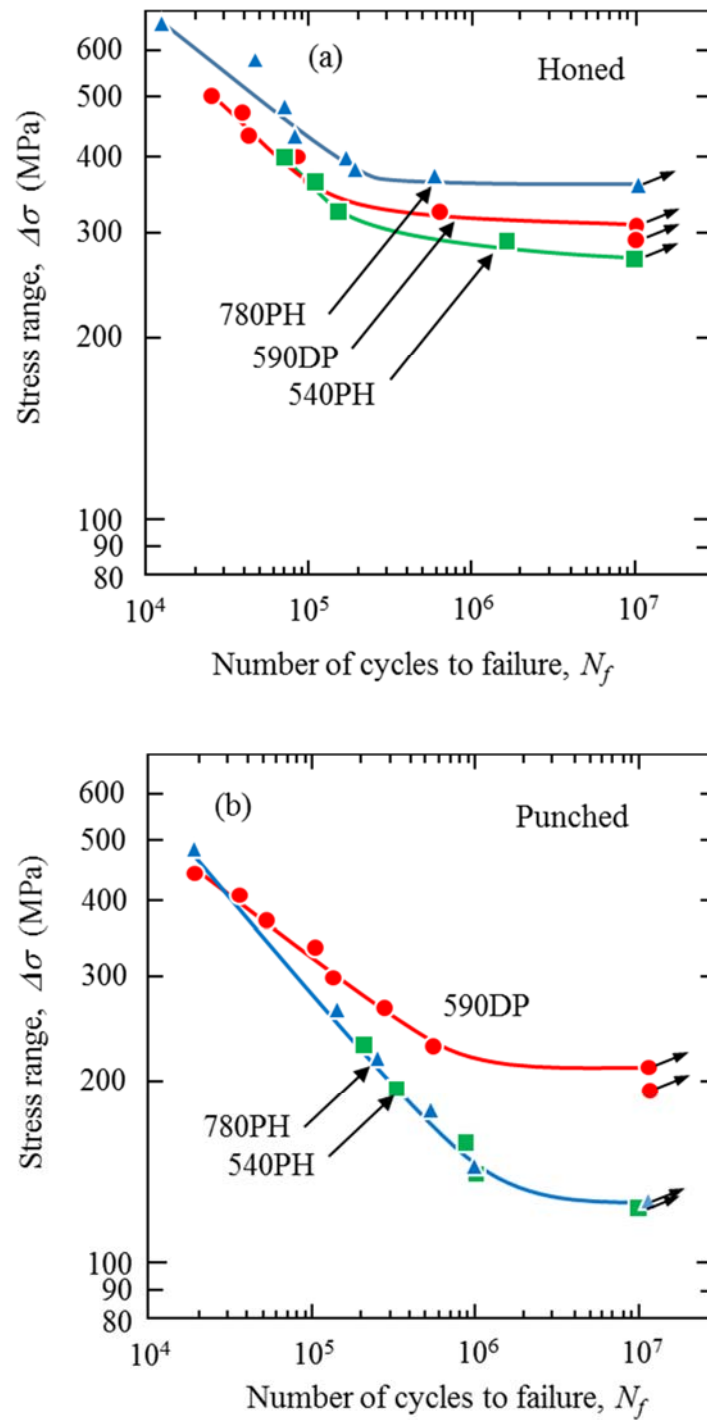


Fig. 3-7 Effect of steel grade on fatigue performance. (a) Honed hole, (b) punched hole.

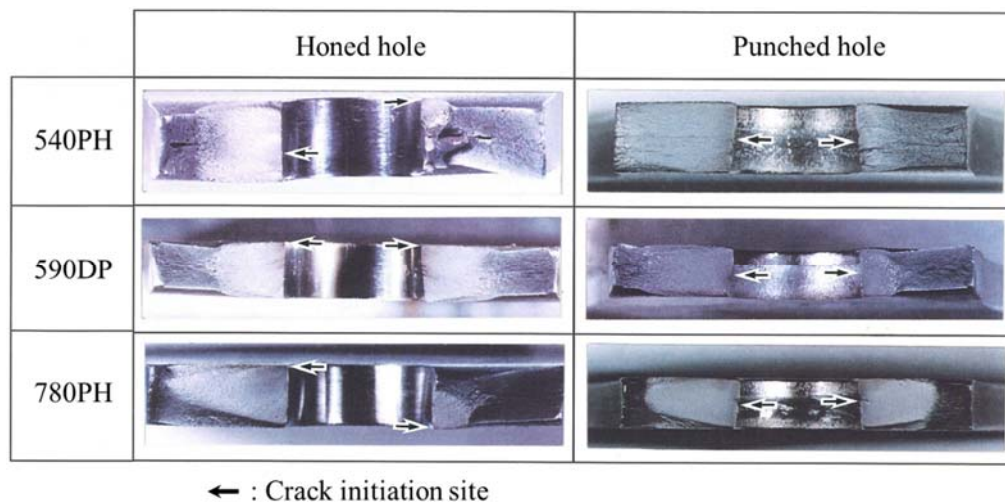


Fig. 3-8 Fatigue fracture surfaces of honed and punched specimens.

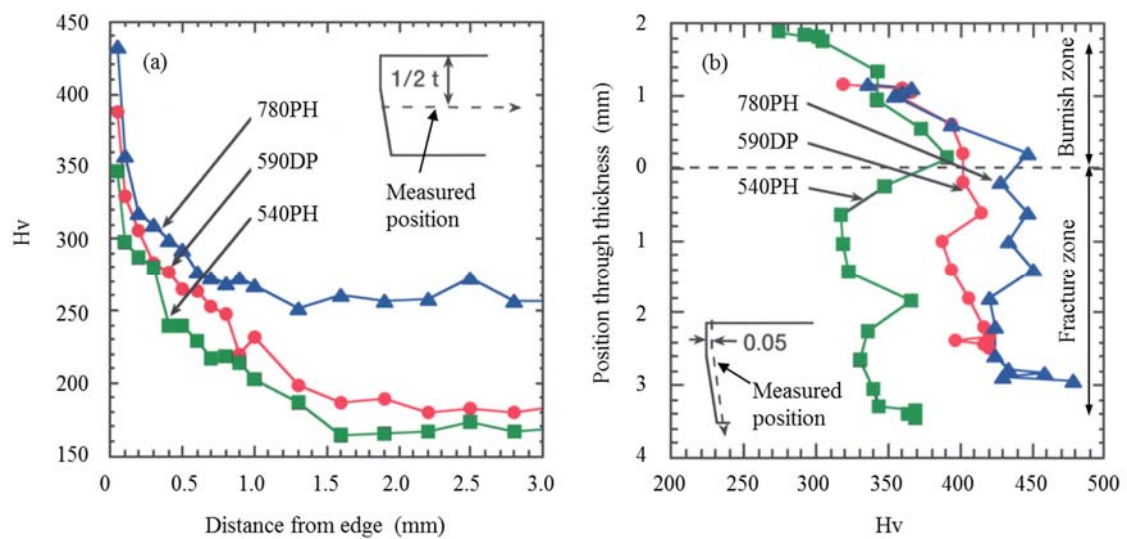


Fig. 3-9 Hardness profiles of the specimens with a punched hole. (a) Distribution at the center of specimen thickness, (b) distribution at the position of 0.05 mm from the punched hole edge.

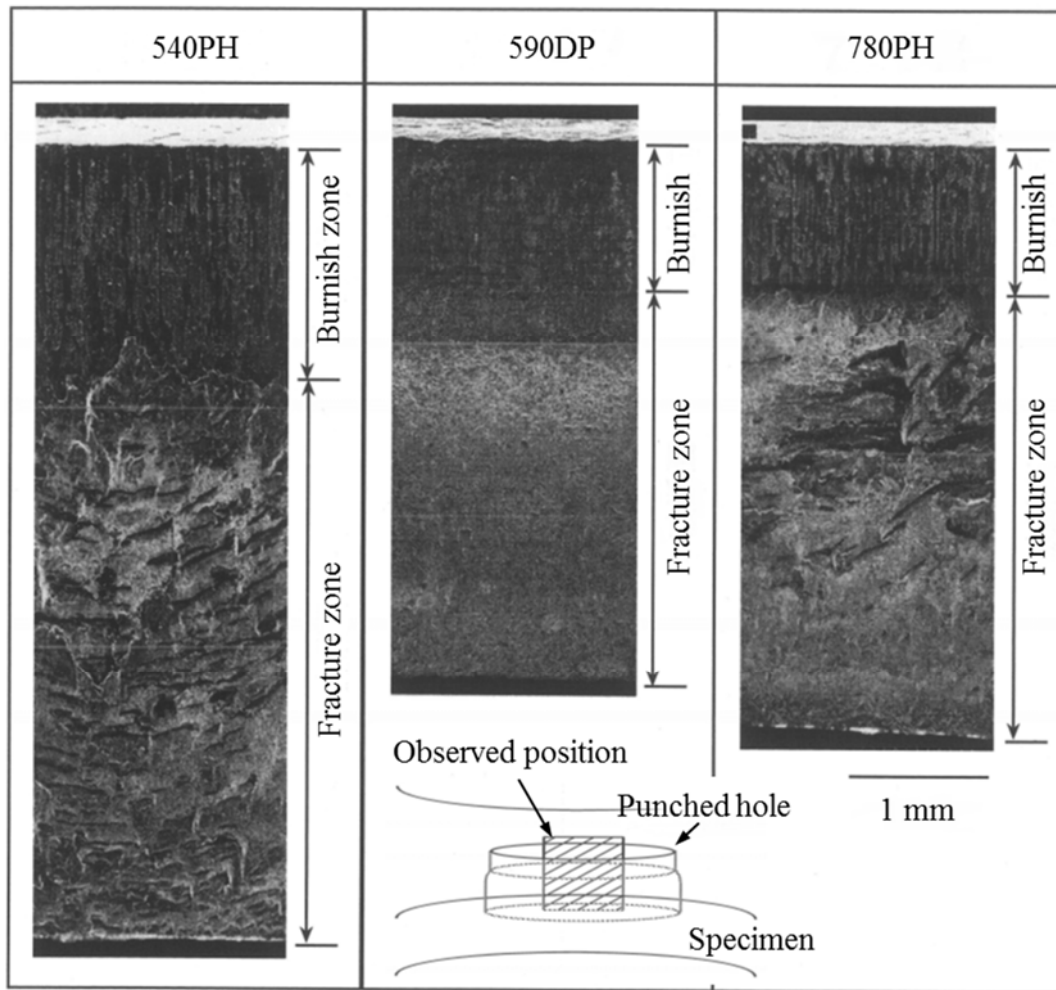


Fig. 3-10 Surfaces of punched holes.

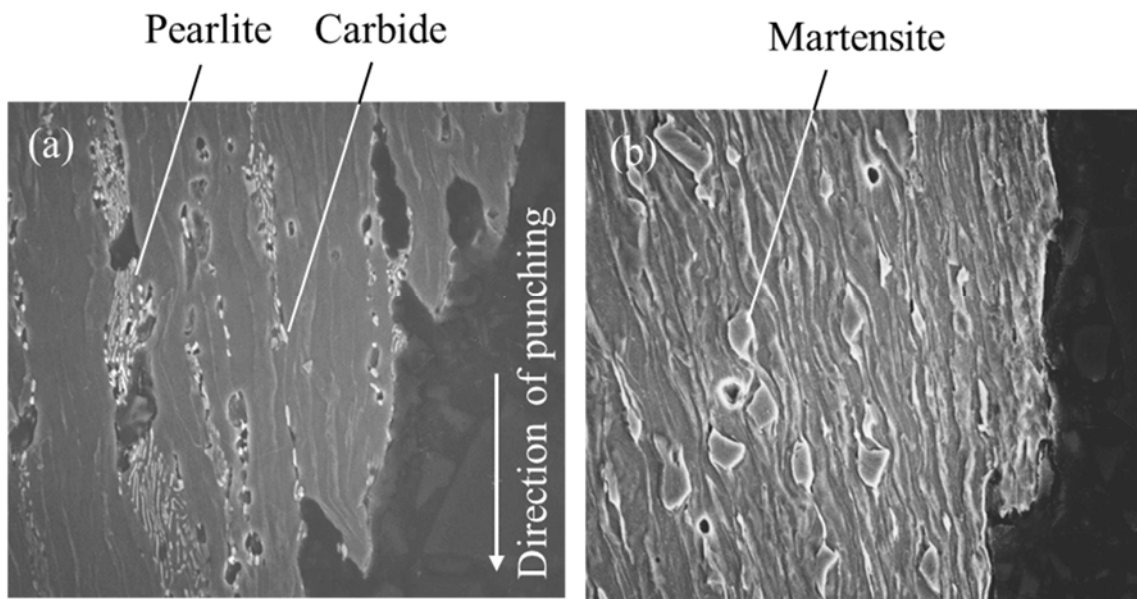


Fig. 3-11 Cross-sections of punched holes. (a) 540PH, (b) 590DP, (c) 780PH.

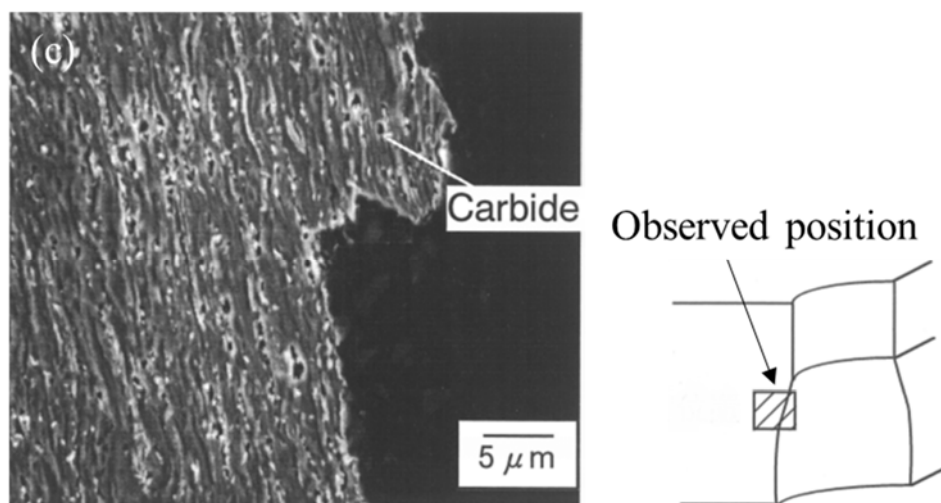


Fig. 3-11 Continued.

鋼であるためパーライトや粗大な炭化物はみられず，ボイドの発生が大幅に少なくなっていた．

図 3-12 に孔端面周方向で測定した最大高さ R_y の板厚方向分布を示す．590DP は 540PH および 780PH に比べて破断面領域での R_y が顕著に小さくなっていた．540PH と 780PH では板厚中央付近の破断面領域で最大の R_y となっており，それらの R_y は近い値となっていた．

ホーニング加工孔では，いずれの鋼板についても孔端面の R_y は約 $3\mu\text{m}$ であった．

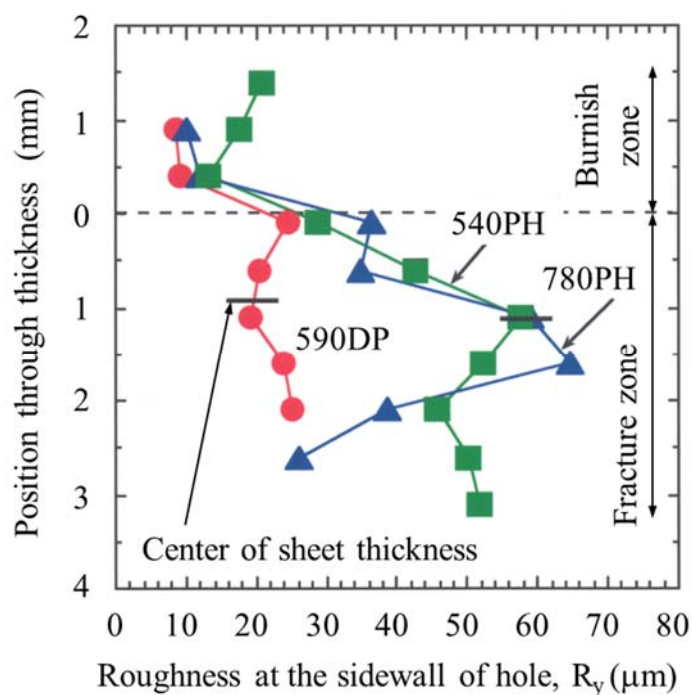


Fig. 3-12 Roughness distributions at the sidewall of punched hole.

3.2.2.4 打抜き孔端面の残留応力分布

図 3-13 に打抜き孔端面に生じた孔周方向の残留応力の板厚方向分布を示す．引張残留応力を正值，圧縮残留応力を負値で示している．いずれの鋼板においても，板厚中央付近で引張残留応力が高くなる傾向があった．鋼板の引張強さが高くなるにしたがって板厚中央付近の引張残留応力は高くなっていった．また，繰返し負荷により，残留応力が変化する場合もあるため繰返し負荷後の残留応力も測定した．図 3-14 に打抜き加工まゝおよび疲労限の荷重を 10^7 サイクル繰返し後の残留応力の板厚方向分布を示した．いずれの鋼板においても端面の引張残留応力は疲労限での繰返し負荷により変化していた．540PH ではせん断面/破断面境界近傍の引張残留応力が約 300MPa 緩和される一方で，せん断面/破断面境界から破断面側へ 0.8mm から 1.8mm 入った領域の引張残留応力が 100MPa から 200MPa 上昇していた．590DP ではせん断面/破断面境界から破断面側へ 0.8mm から 1.8mm 入った領域の引張残留応力が約 200MPa 緩和されていた．780PH ではせん断面/破断面境界から破断面側へ 0.8mm から 1.8mm 入った領域の引張残留応力が 100MPa から 350MPa 緩和されていた．

図 3-15 は鋼板強度と疲労試験前後での残留応力の関係を示している．ここに示した残留応力は，図 3-14 に示したプロットのうち板厚中央に最も近い 3 つの測定位置の平均値である．鋼板強度が高くなるにしたがって残留応力の緩和量が大きくなっていった．

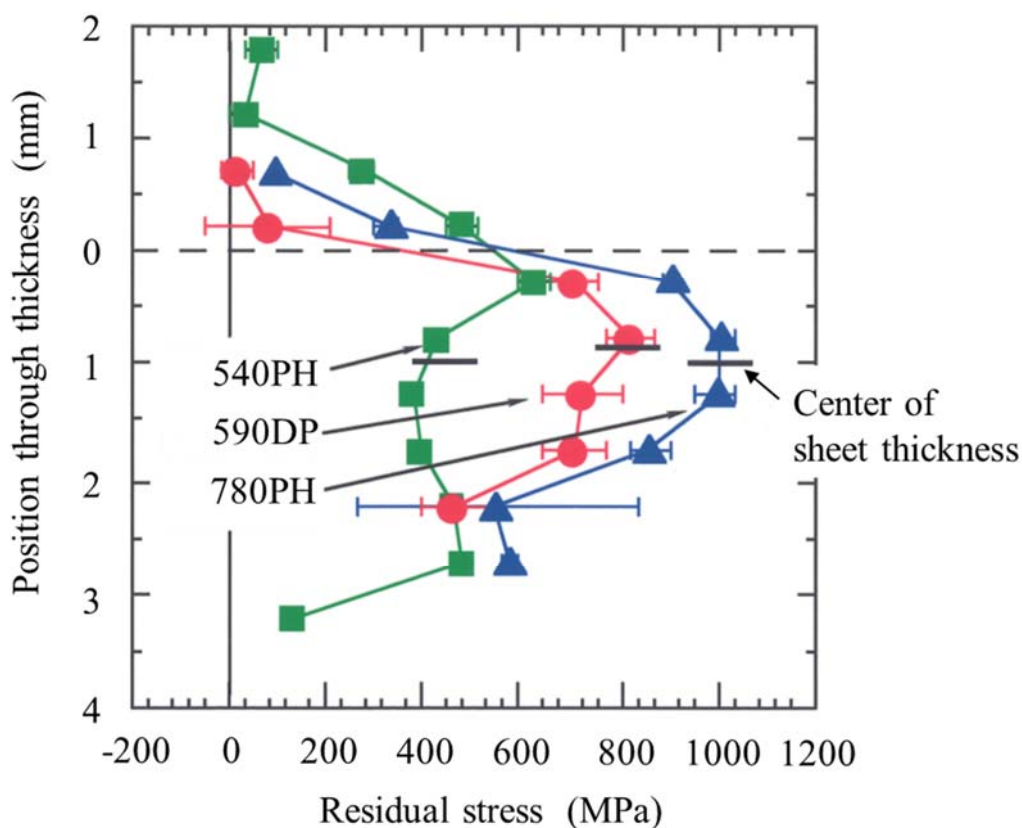


Fig. 3-13 Residual stress distributions at the sidewalls of punched holes.

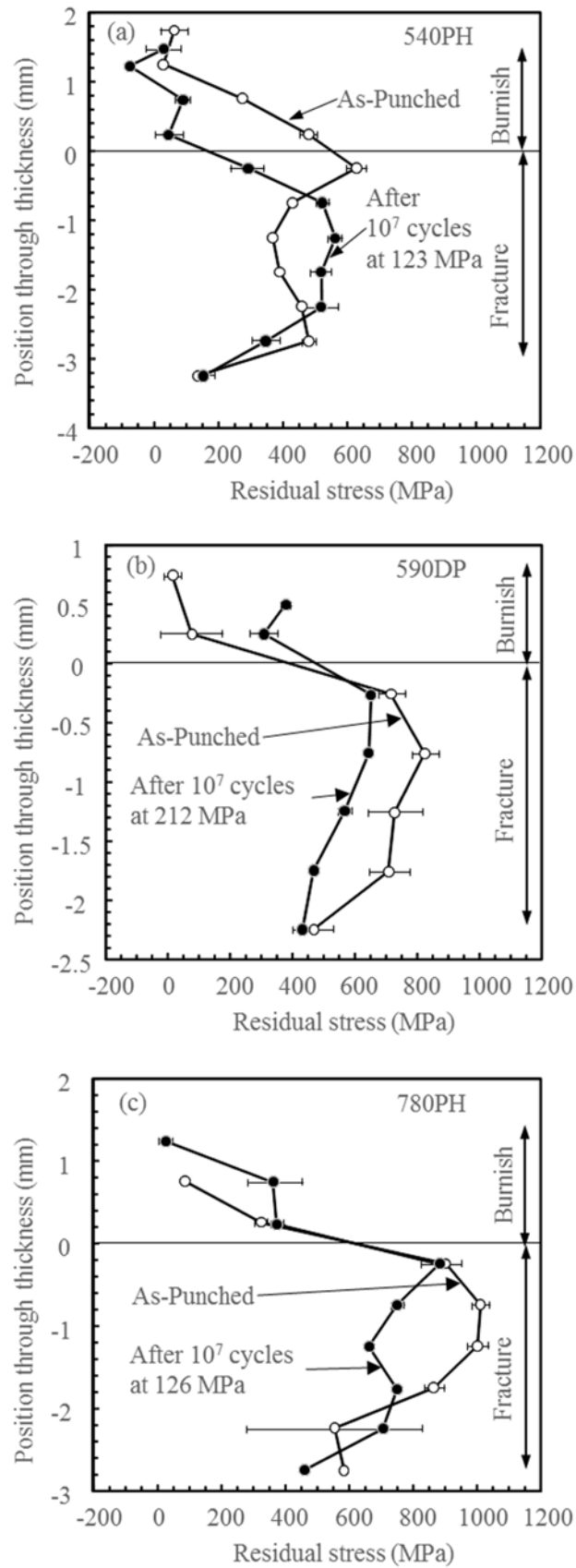


Fig. 3-14 Comparison of residual stresses at the surfaces of punched holes between before and after fatigue tests. (a) 540PH, (b) 590DP, (c) 780PH.

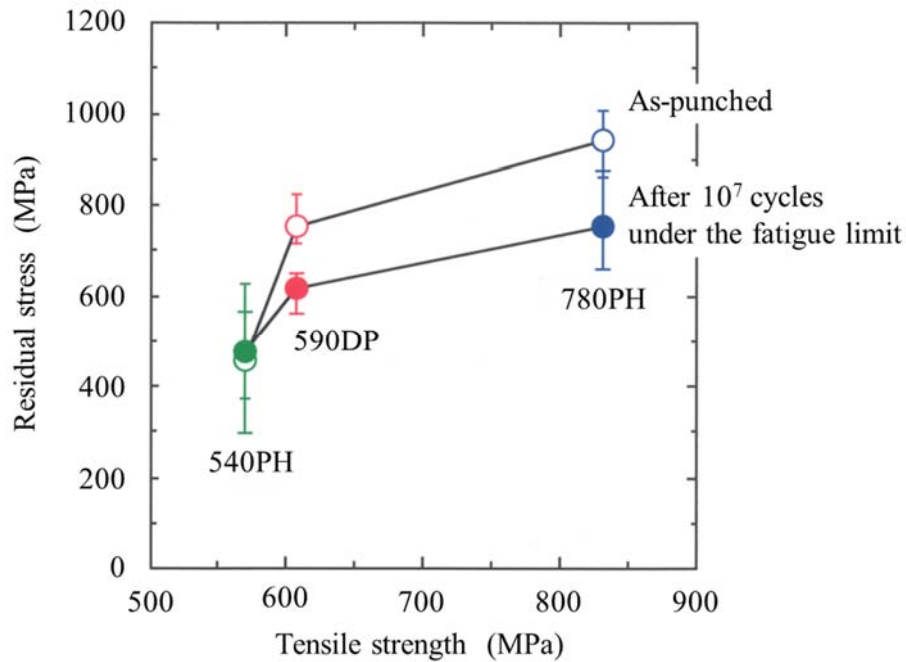


Fig. 3-15 Residual stress change at the sidewalls of punched holes after 10⁷ cycles under the fatigue limit.

3.2.3 考察

3.2.3.1 孔加工部の疲労強度に対する主たる影響因子

上述の疲労試験結果および端面に関する調査結果をもとに孔加工部の疲労強度と端面近傍の加工硬化、端面の粗さおよび残留応力の関係について検討する。

図 3-9 に示したように、打抜き孔で疲労き裂が生じた板厚中央付近における端面近傍の硬さは鋼板強度が高くなるにしたがって高くなっていったことから、図 3-7(b)に示した打抜き孔の疲労強度の大小関係との相関は認められなかった。また、図 3-13 に示したように、鋼板強度が高くなるほど打抜き孔端面の板厚中央付近での残留応力は高くなっていったことから、残留応力についても打抜き孔部の疲労強度の大小関係との相関は認められなかった。これらに対して、打抜き孔の板厚中央付近での端面粗さは 3 種類の鋼板における疲労強度の大小関係との相関がみられた。つまり、端面粗さが小さい 590DP では疲労強度が高く、端面粗さが大きい 540PH および 780PH では疲労強度が低くなっていた。図 3-10 に示したように、540PH と 780PH の打抜き孔では疲労き裂が生じた板厚中央付近で端面の荒れが顕著であり、打抜きままの時点でき裂が存在している状態と等価であったと考えられる。そして、図 3-12 に示したように、540PH と 780PH の板厚中央付近での端面粗さはほぼ同じであったことから、この 2 つの鋼板では打抜きままではほぼ同じ深さのき裂が存在する状態から疲労試験を開始したと考えられる。き裂進展速度は金属組織依存性が小さいといわれてお

り[3-5]、540PH と 780PH ではいずれの負荷応力レベルにおいてもき裂進展寿命が主体となるために S-N 線図がほぼ同じ結果になったと考えられる。残留応力の影響は、先に述べたように、3 鋼種の打抜き孔部の疲労強度の順位を支配するほどの支配的因子ではなかったが、いずれの鋼板の打抜き孔端面にも生じていた引張残留応力は疲労き裂進展速度を高めていると推察される。すなわち、打抜き孔端面の残留応力が低減されれば、き裂進展速度が低減して疲労寿命が長くなるため、結果として疲労強度は高くなると考えられる。

ホーニング孔については、孔による応力集中を考慮しなければならないが、疲労き裂が発生する位置は表面を研削仕上げした母材であることため、平滑母材の疲労強度と同様に鋼板の引張強度の上昇に伴ってホーニング孔付き疲労試験片の疲労強度が上昇したと考えられる。

3.2.3.2 打抜き孔部の端面荒れに及ぼす金属組織の影響

図 3-11 に示したように、540PH と 780PH では、せん断変形によって粗大な炭化物とフェライト組織の境界に多数のボイドが生じ、それらのボイドが連結してより大きなボイドを形成することとボイドが端面に現れてき裂を形成していることが観察された。これに対して、フェライトとマルテンサイトからなる二相組織鋼である 590DP では、マルテンサイトとフェライトの境界でボイドがほとんど認められなかった。このように、フェライトと粗大炭化物あるいはフェライトとマルテンサイトといった相の組合せによって相界面でボイドが生成するあるいは生成しないという違いは硬質相の変形能と相界面の強度が関係していると考えられる。打抜き加工による材料のせん断変形において、軟質なフェライトは大きく変形するが硬質な粗大炭化物はほとんど変形しない。このため、フェライトと粗大炭化物の界面にせん断ひずみが集中する。軟質相と硬質相の強度の差が大きいほど、それらの界面に生じるせん断ひずみは大きくなり、ボイドを生成しやすくなると考えられる。マルテンサイトもフェライトに比べれば硬質相であるが、粗大炭化物ほど硬質でないためボイド生成の可能性は低くなっていると考えられる。また、フェライトと粗大炭化物の界面強度はフェライトとマルテンサイトの界面強度よりも低いことが考えられる。粗大炭化物は主にセメントタイトでフェライトとは結晶構造が大きく異なるため相界面での結晶格子の整合性が低く、相界面強度が低くなっていることが考えられる。マルテンサイトは炭素を過飽和に固溶しているが、フェライトとほとんど同じ結晶構造であるため相界面での結晶格子の整合性は粗大炭化物の場合より高く、その結果、粗大炭化物の場合より相界面強度が高くなっていると考えられる。以上のように、フェライトと粗大炭化物の相界面においては、硬質相の変形能と相界面の強度の両面からボイドを生じやすい条件になっていたため、540PH および 780PH では多数のボイドが生じ、打抜き孔端面の荒れにつながったと考えられる。

3.2.3.3 加工孔付き試験片の破壊力学的アプローチによる疲労寿命予測

ホーニング加工孔付き試験片と打抜き孔付き試験片の疲労寿命予測を破壊力学的アプローチにより試みた。試験片最小断面部の加工孔端面に生じる表面き裂の応力拡大係数は、次の 3 つの応力拡大係数を用いて近似した。一つ目は線形化した応力分布下での表面き裂の応力拡大係数、二つ目は試験片に生じた応力集中場に存在する片側貫通き裂の応力拡大係数、そして三つ目は一様引張と単純曲げが負荷された片側貫通き裂の応力拡大係数である [3-12, 3-13]。近似計算方法を Appendix A に示した。応力集中場にある片側貫通き裂に対する応力拡大係数は重ね合わせの原理に基づいて計算した。また、非線形の応力分布を線形化する方法は BS7910[3-14]を参考にした。加工孔付き試験片の全疲労寿命はき裂発生寿命とき裂進展寿命の和で定義した。

図 3-16 に示すように加工孔付き試験片に示す引張負荷を与えたとき、最小断面に生じる引張方向応力 σ_y の分布は Glinka[3-15]が提案した式(3-1)で表すことができるとした。

$$\sigma_y = \frac{K_t S_t}{2\sqrt{2}} \left[\left(\frac{\rho}{x+\rho/2} \right)^{1/2} + \frac{1}{2} \left(\frac{\rho}{x+\rho/2} \right)^{3/2} \right] \quad (3-1)$$

ここで、 K_t は応力集中係数、 S_t は最小断面での公称応力である。図 3-3 に示したように、加工孔付き試験片の最小断面部の幅は 30mm、穴の直径が 10mm であったため応力集中係数 K_t は 2.32[3-15]を採用した。

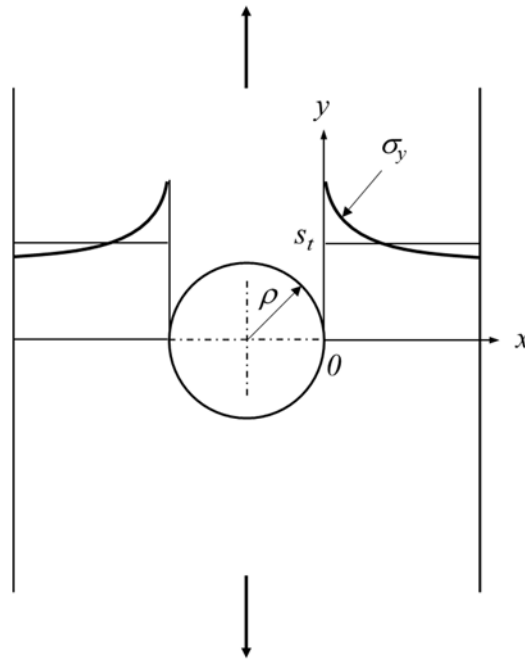


Fig. 3-16 Stress distribution in the specimen with a center hole.

一方、打抜き加工孔付き試験片では孔端面の破断面領域から疲労き裂が生じており、その端面の粗さは機械加工表面に比べて大きいいため式(3-1)に示した応力集中より高い応力集中が端面に生じていると考えられる。そこで、打抜き孔端面を大きい切欠きの中に微小切欠きが存在する2段切欠きとみなした。2段切欠きの場合、一方の切欠きが他方に比べて十分小さければ全体としての応力集中係数 $K_{t, total}$ は、式(3-2)に示すように、微小切欠きの応力集中係数 $K_{t, micro}$ と大きい切欠きの応力集中係数 K_t の積になることが知られている。

$$K_{t, total} = K_{t, micro} \times K_t \quad (3-2)$$

$K_{t, micro}$ には Neuber が提案した U 形ノッチに関する式(3-3)[3-21]を用いた。

$$K_{t, micro} = 3 \sqrt{\frac{d_{notch}}{2\rho_{notch}}} - 1 + \frac{4}{2 + \sqrt{d_{notch}/2\rho_{notch}}} \quad (3-3)$$

ここで、 d_{notch} は微小切欠き深さ、 ρ_{notch} は微小切欠き底の曲率半径である。590DP の打抜き加工孔端面の場合、図 3-12 の疲労き裂が発生した板厚中央付近の破断面領域の粗さから d_{notch} は $20\mu\text{m}$ とし、 ρ_{notch} は図 3-11 の断面観察から切欠き深さより小さいと考え $10\mu\text{m}$ と仮定した。この結果、 $K_{t, micro}$ は 2.1 と見積もられ、 $K_{t, total}$ は $2.1 \times 2.32 = 4.872$ という高い値となった。図3-17に微小切欠きを考慮しない $K_t = 2.32$ の場合と微小切欠きを考慮した $K_{t, total} = 4.872$ の場合における孔端面近傍の応力分布を示す。微小切欠きを考慮した場合、590DP の打抜き

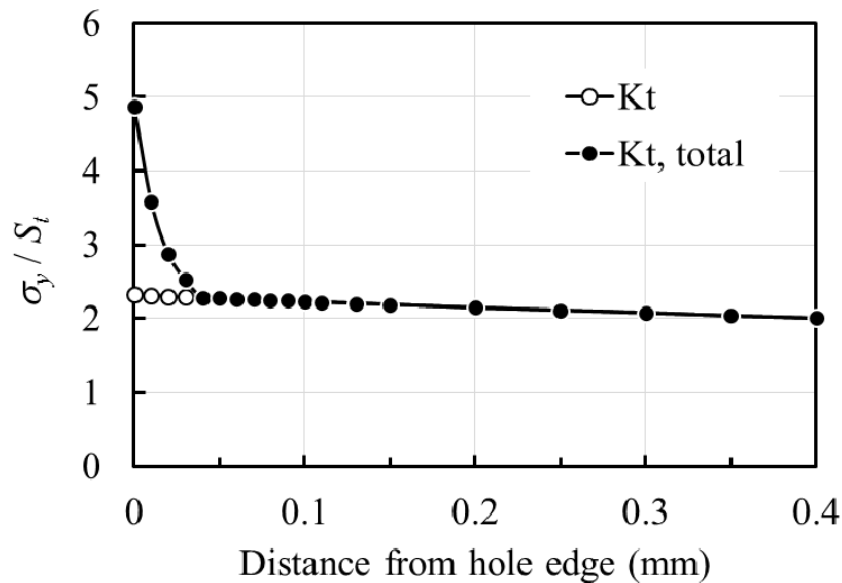


Fig. 3-17 Stress distribution in the vicinity of punched hole edge in 590DP specimen.

き加工孔の端面粗さとほぼ同じ範囲に急峻な応力勾配を仮定した．これは，半径 5mm の中央孔における応力集中領域が半径と同程度であったことに基づいている．

疲労き裂発生寿命は，再引張塑性域形成荷重 (Re-tensile plastic zone generated (RPG) load) 基準の有効応力拡大係数範囲 ΔK_{RPG} を算出し，き裂進展側に基づいた寿命計算方法[3-12]を参考にした．き裂発生は，加工孔端面から生じたせん断き裂が最初の結晶粒界に到達してき裂開口モードが始まった時と定義した．き裂発生寿命は式(3-2)によって得た．

$$N = \int_0^{r_0} \left\{ C \left(2\lambda\sigma_Y \sqrt{\frac{8}{\eta\pi}} (r_0 + \tilde{a}_s - a) \right)^m \right\}^{-1} da \quad (3-2)$$

ここで，

$$\tilde{a}_s = \frac{\pi\eta}{8} \left(\frac{\tilde{U}_s \Delta K_s}{2\lambda\sigma_Y} \right)^2$$

$$\tilde{U}_s = \frac{P_{\max} - P_{RPG}}{P_{\max} - P_{\min}} = 1 - \frac{2\lambda\sigma_Y}{(P_{\max} - P_{\min})\sigma_{y0}}$$

r_0 ：主き裂経路に投影した切欠き底の表面の結晶粒長さ

σ_Y ：繰返し負荷での降伏応力

a ：き裂長さ

\tilde{a}_s ：せん断き裂が最初の結晶粒界に達した時に最大荷重での引張塑性域と最小荷重での圧縮塑性域が重なる領域の寸法

C ：疲労き裂成長の定数

m ：Paris 則指数

λ ：塑性定数

η ：比例定数

\tilde{U}_s ：有効荷重比

ΔK_s ：表面き裂は最初の結晶粒界に達した時のき裂最深部における応力拡大係数範囲

P_{\max} ：最大荷重

P_{\min} ：最小荷重

P_{RPG} ：再引張塑性域形成荷重

σ_{y0} ：単位荷重における切欠き底での弾性応力

定数 m と C には、それぞれ 2.692 と 4.128×10^{-12} を与えた[3-13, 3-16]。本研究で用いた鋼板は参考文献で用いられた鋼板とは異なるが、それらの値はき裂進展速度と有効応力拡大係数範囲の関係が鋼板強度にほとんど影響を受けない[3-17]という結果に基づいて決定した。本研究の塑性定数 λ は文献[3-13]を参考にして 1.04 と設定した。その理由は引張強度が大幅に異なる 2 種類の鋼板[3-18, 3-19]はほとんど同じ塑性定数 λ であったということによる。比例定数 η は文献[3-13]を参考にして 1.55 とした。加工孔端面における材料の繰返し降伏応力 σ_Y は、第 5 章の図 5-18 に示すビッカース硬さと繰返し降伏応力の関係を用いて求めた。ホーニング加工孔端面近傍の平均ビッカース硬さは、材料が 540PH のとき約 175Hv、590DP のとき約 190Hv および 780PH のとき約 270Hv であったため、繰返し降伏応力 σ_Y はそれぞれ 254MPa、277MPa および 396MPa とした。一方、打抜き加工孔端面の繰返し降伏応力 σ_Y は図 3-9(a)に示す端面から 0.05mm 位置の硬さから求めた。材料が 540PH と 780PH の打抜き加工孔試験片では、図 3-7(b)および図 3-11 に示したように、材料強度が大きく異なっても S-N 線図が同じであったことおよび打抜き端面には初期からき裂が存在していたことから疲労寿命はき裂進展寿命に支配されていたと考えてき裂発生寿命は算出しなかった。これに対して、材料が 590DP では S-N 線図が他の材料と異なっていたのでき裂発生寿命が全寿命に関係していると考え、式(3-2)でき裂発生寿命を求めた。590DP の打抜き端面から 0.05mm 位置のビッカース硬さが約 390Hv であったため繰返し降伏応力は 570MP とした。また、結晶粒径 r_0 は 30 μ m と仮定した。

き裂進展寿命は式(3-3)に示した Paris 則に基づいて計算した。

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^{m'} \quad (3-3)$$

指数 m' は BS7910 での鋼に対して推奨されている 3.0 とした。き裂成長パラメータ A は[3-20]を参考にして 1.5×10^{-13} とした。Appendix A に示した表面き裂の成長に対する応力拡大係数はき裂形状が式(3-4)[3-12]に従うとして計算した。

$$\frac{1}{(a/c)^n} = \frac{1}{\{f(x)\}^n} + \frac{1}{\{g(x)\}^n} \quad (3-4)$$

ここで

a : 表面き裂の深さ

c : 表面き裂の表面半長

$n : 2.25$

$$f(a/t) = 0.98 + 0.07\beta - (0.06 + 0.94\beta)(a/t)$$

$$g(a/t) = (a/t)/\gamma$$

$$\gamma = \left(\frac{a}{t}\right) \left[\left(\frac{c}{a}\right)^n - \left\{ \frac{1}{0.98 + 0.07\beta - (0.06 + 0.94\beta)(a/t)} \right\}^n \right]^{1/n}$$

$$\beta = \Delta\sigma_b / (\Delta\sigma_t + \Delta\sigma_b)$$

$\Delta\sigma_t$: 引張応力成分範囲

$\Delta\sigma_b$: 曲げ応力成分範囲

き裂進展寿命は加工孔端面の表面き裂長さが試験片板厚に到達するまで計算した。

図 3-18 にホーニング加工孔付き試験片と打抜き加工孔付き試験片での疲労寿命予測結果と疲労試験結果の比較を示す。図 3-18(a)に示すホーニング加工孔付き試験片の場合、780PH 材では予測結果が試験結果に良好に対応していた。540PH 材と 590DP 材では疲労寿命が 2×10^5 サイクル以下の範囲において予測と実験で良好な対応が認められ、それより長寿命域では予測結果は試験結果より低めとなった、長寿命域で試験結果が予測より高めとなった要因として、図 3-19 に示すホーニング加工した孔端面に生じていた圧縮残留応力が考えられる。これらの圧縮残留応力は孔周方向の表面研磨により孔表層の材料が引き伸ばされて生じたと考えられる。負荷応力が低い長寿命域ではこの圧縮残留応力が疲労特性を向上させたと推察された。また、図 3-18(b)に示す打抜き加工孔付き試験片の場合、いずれの材料

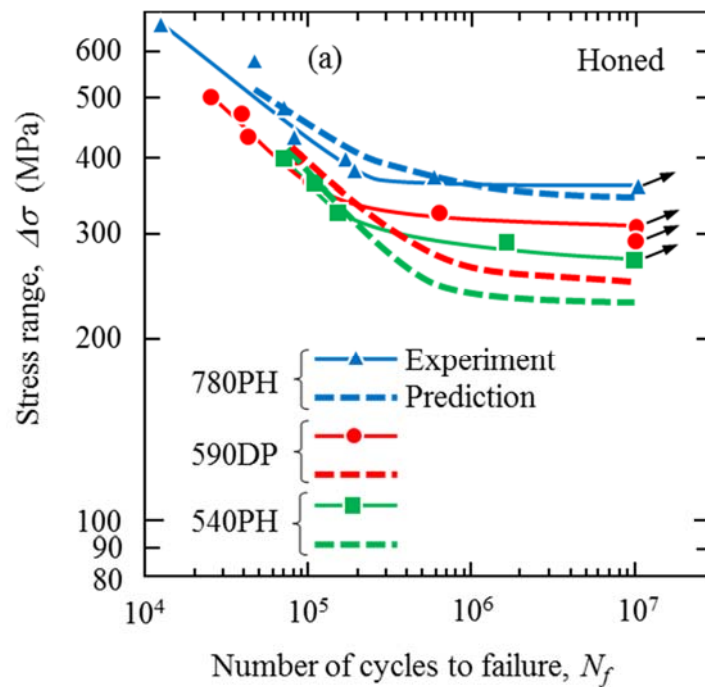


Fig. 3-18 Comparison of predicted total fatigue life with experimental fatigue life. (a) Honed hole, (b) punched hole.

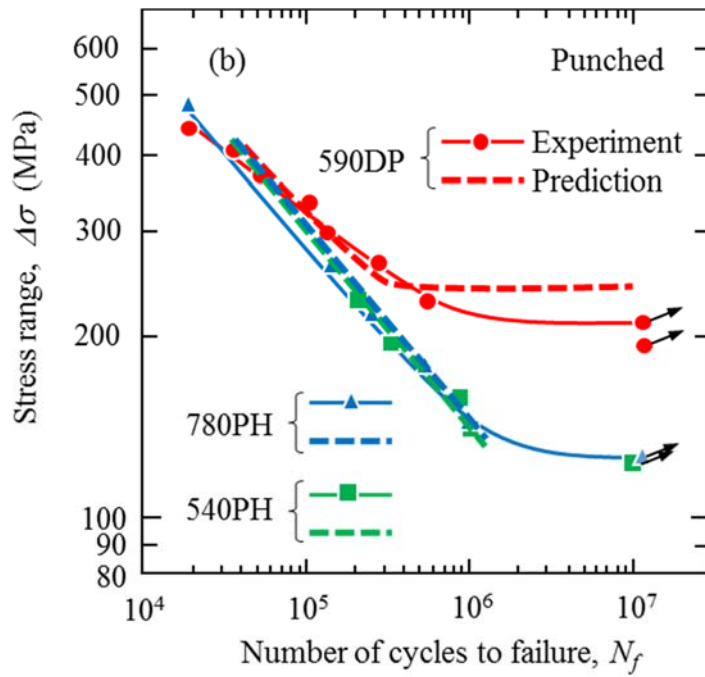


Fig. 3-18 Continued.

においても予測は試験結果と良好な対応が認められた．540PH と 780PH では打抜き端面に初期き裂が存在していたため村上が提案する \sqrt{area} 法[3-22]で疲労限が予測できるか検討した． \sqrt{area} 法では，疲労限 σ_w が式(3-5)に示すように材料硬さ Hv と \sqrt{area} によって求められる．

$$\sigma_w = 1.43(Hv + 120)/(\sqrt{area})^{1/6} \quad (3-5)$$

材料が 540PH について打抜き孔試験片の疲労限を $(\sigma_w)_{540}$ ，き裂が存在する端面近傍硬さ

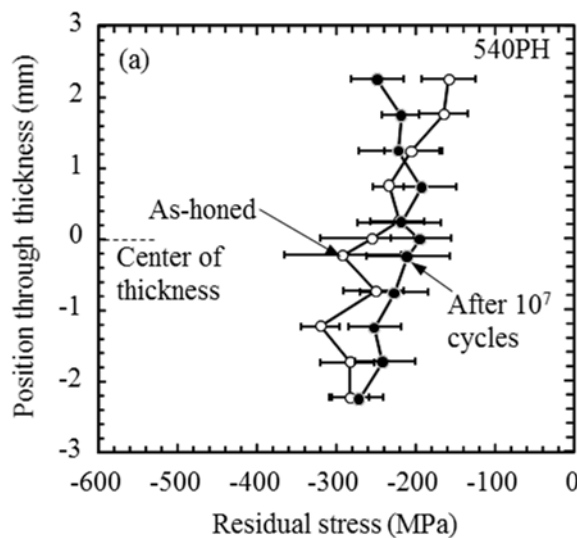


Fig. 3-19 Residual stresses at the surfaces of honed hole edges. (a) 540PH, (b) 590DP, (c) 780PH.

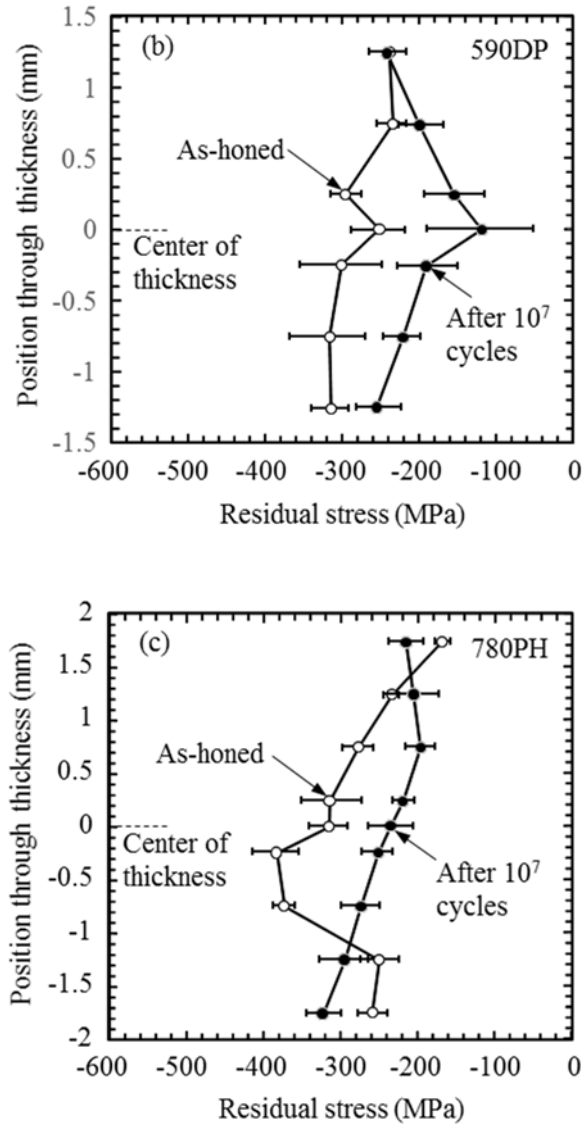


Fig. 3-19 Continued.

を $(Hv)_{540}$, き裂面積の平方根を $(\sqrt{area})_{540}$ とし, 材料が 780PH について打抜き孔試験片の疲労限を $(\sigma_w)_{780}$, き裂が存在する端面近傍硬さを $(Hv)_{780}$, き裂面積の平方根を $(\sqrt{area})_{780}$ とすると, 540PH の打抜き孔試験片の疲労限 $(\sigma_w)_{540}$ と 780PH の打抜き孔試験片の疲労限 $(\sigma_w)_{780}$ が同じなので次のようになる.

$$1.43\{(Hv)_{540} + 120\}/\{(\sqrt{area})_{540}\}^{1/6} = 1.43\{(Hv)_{780} + 120\}/\{(\sqrt{area})_{780}\}^{1/6} \quad (3-6)$$

式(3-6)から材料 540PH と材料 780PH のき裂面積の平方根の比は次のようになる.

$$(\sqrt{area})_{780}/(\sqrt{area})_{540} = [\{(Hv)_{780} + 120\}/\{(Hv)_{540} + 120\}]^6 \quad (3-7)$$

図 3-9(a)に示した最も打抜き孔端面に近い位置の硬さから $(Hv)_{540}=350$, $(Hv)_{780}=430$ とすると, 式(3-7)は以下のようなになる.

$$(\sqrt{area})_{780}/(\sqrt{area})_{540} \cong 2.57 \quad (3-8)$$

一方, 図 3-12 に示したように, 540PH と 780PH の打抜き孔付き試験片で疲労き裂進展が生じた板厚中央付近の粗さはほぼ同じであったため, それぞれの材料の初期き裂深さはほぼ同じであったと考えられる. したがって, $(\sqrt{area})_{540}$ と $(\sqrt{area})_{780}$ はほぼ同じ, すなわち, $(\sqrt{area})_{540}$ と $(\sqrt{area})_{780}$ の比はほぼ 1 と考えられる. この結果は, 上記の式(3-8)と矛盾する. このことから, 540PH と 780PH の打抜き孔付き試験片の疲労限が同じであったことを \sqrt{area} 法で説明することは困難という結論に至った.

3.3 打抜き孔部の疲労特性に及ぼす残留応力の影響

前節で打抜き孔端面の粗さが疲労強度に強く影響を及ぼし, 打抜き端面の引張残留応力が疲労強度を低下させている可能性を指摘した. しかし, これまでこれらの影響因子を明確に分離した研究は未検討であった. そこで, 端面粗さと端面近傍の硬さを変化させることなく残留応力のみを低減させる熱処理を試験片に施して疲労強度に及ぼす打抜き端面の残留応力の影響を詳細に検討した.

3.3.1 実験方法

3.3.1.1 供試材と試験片

供試材は板厚 2.6mm の 540MPa 級鋼板 (以後, HT540 と呼ぶ) と 780MPa 級鋼板 (以後, HT780 と呼ぶ) とした. これらはともに析出強化型熱延鋼板である. 化学成分と機械的性質を, それぞれ表 3-2 と表 3-3 に示す.

Table 3-2 Chemical composition of hot-rolled high strength steels (wt.%).

Grade	C	Si	Mn	P	S	Others
HT540	0.12	0.01	0.77	0.024	0.006	Nb
HT780	0.04	0.03	1.35	0.012	<0.001	Mo, Ti

Table 3-3 Mechanical properties of hot-rolled high strength steels.

Grade	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)
HT540	457	570	26.9
HT780	728	796	19.5

試験片形状を図 3-20 に示す．試験片中央に直径 10mm の孔を打抜いた．Peterson[3-6]の方法に従った面外曲げ負荷における打抜き孔の応力集中係数は 1.45 である．試験片中央の孔の打抜き方法は前節に示した図 3-1 と同様で，クリアランスの定義も同様に板厚に対するポンチとダイのクリアランスの比で定義した．打抜き加工は直径 10mm のポンチとそれぞれのクリアランスに合わせて直径を変化させたダイを用いて行った．本研究では，クリアランス 10% と 25% で打抜いた穴を有する試験片で検討した．この試験片の場合も，打抜き孔の端部は前節の図 3-2 に示したように，特徴的な 4 つの領域に分けられる．すなわち，ダレ部，せん断部，破断部およびバリ部である．

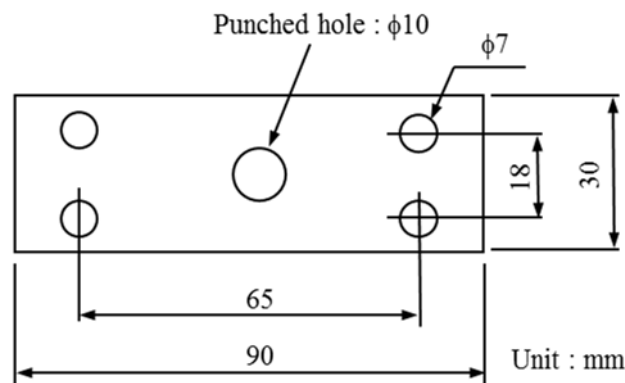


Fig. 3-20 Geometry of specimen used for fatigue test.

打抜き加工により切断端部付近には残留応力が生じる．本研究では，せん断加工部近傍の残留応力を熱処理で低減することにしたが，加工硬化した孔近傍は熱処理条件によっては軟化する場合がある．そこで，加工硬化を維持できる熱処理条件を明らかにするための実験を行った．熱処理は真空炉あるいはアルミナ粉末流動炉で行い，773K から 973K でそれぞれ 1 時間保持後に徐冷する条件とした．

3.3.1.2 残留応力と硬さの測定方法

打抜きままおよび打抜き後に熱処理した試験片について打抜き孔近傍の残留応力を X 線回折法(使用 X 線: Cr-K α ，測定面: α -Fe(211)面，応力定数: -317.9MPa/deg.[3-4])で測定した．打抜き孔の内側面の残留応力を測定するには試験片を切断する必要があった．そこで，

残留応力に及ぼす切断処理の影響を確認するため、まず、ダレ部における直径 1mm の範囲について鋼板両表面の応力を測定した後、試験片を切断して試験片切断前と同一な鋼板表面位置と新たに孔内面について残留応力を測定した。図 3-21 に試験片切断前と切断後の応力測定位置を示す。試験片を切断する前は、ダレ部（位置 A）およびバリ部脇（位置 D）の鋼板表面で残留応力を測定した。その後、試験片を湿式ファインカッターで切断し、切断前に測定したダレ部（位置 A）およびバリ部横（位置 D）の鋼板表面と、さらに、孔内面であるせん断面（位置 B）と破断面（位置 C）も測定した。測定した応力の方向は孔の周方向とし、応力測定領域は直径 1mm とした。

打抜き孔近傍の硬さ測定は試験片中央を切断して研磨した断面に対してビッカース硬度計で行った。硬さ測定時の圧子押込み荷重は 0.245N とした。孔断面での硬さ測定位置は図 3-22 に示すように試験片のバリ側の鋼板表面から 50 μ m とした。

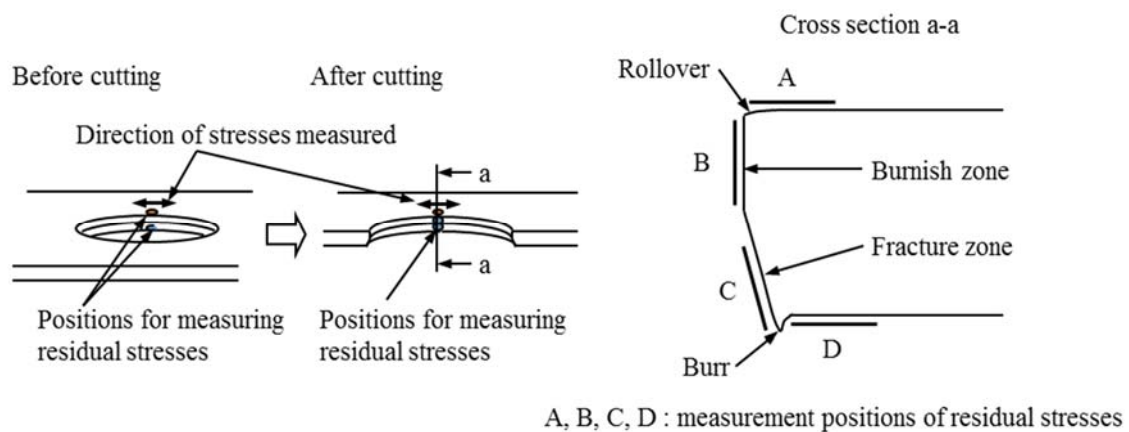


Fig. 3-21 Measurement positions of residual stresses around a punched hole.

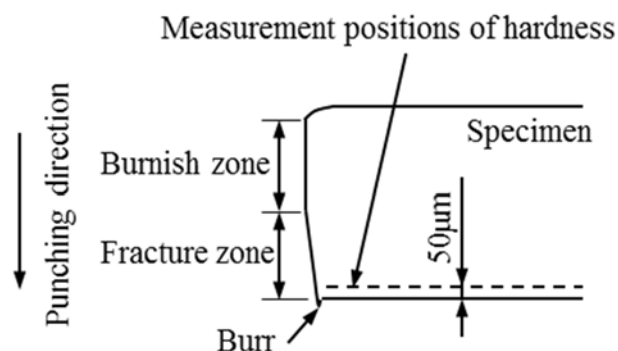


Fig. 3-22 Measurement positions of hardness.

3.3.1.3 疲労試験方法

疲労試験は変位制御平面曲げの 30Nm シェンク型平面曲げ試験機（東京衡機製）を用い、応力比（最小応力/最大応力）を-1，繰返し周波数 20Hz あるいは 25Hz として室温，大気中で行った．試験後の試験片破面をマイクロ스코プで観察した．このとき，疲労試験で完全に破断しなかった試験片は液体窒素で冷却後に破断させて破面観察を行った．疲労試験データは， $\log N = a_0 + a_1 \log \sigma_a$ となる式でフィッティングした． N と σ_a はそれぞれ疲労寿命と応力振幅である．

3.3.2 実験結果

3.3.2.1 打抜き孔近傍の硬さ分布

図 3-23 に HT540 と HT780 のクリアランス 10%における打抜きまま材と打抜き後に熱処理した材の孔近傍の硬さ分布を示す．HT540 と HT780 とともに打抜きままでは孔端部に近づくにつれて急峻に硬さが上昇していた．この硬さの上昇は打抜き加工での加工硬化によるものである．熱処理をした HT540 では，図 3-23(a)に示すように，打抜きまま材(As punched)でみられた孔端面近傍での加工硬化領域が 823K 加熱までは維持されており，873K 以上の加熱により軟化した．クリアランス 20%と 30%でも同様な調査を行い，いずれの条件でも 823K 加熱までは軟化が生じないことを確認した．一方，HT780 では 873K 加熱まで加工硬化領域が維持されていた(図 3-23(b))．クリアランス 25%でも同様に 873K 加熱まで軟化しなかった．HT540 と HT780 とともに析出強化型鋼板であったため，焼きなましに対する抵抗が高かったと考えられる．

以上の結果から，後述の疲労試験および残留応力測定の熱処理は，2 種類の材料ともに加工硬化部が軟化しなかった 823K で 1 時間加熱とした．

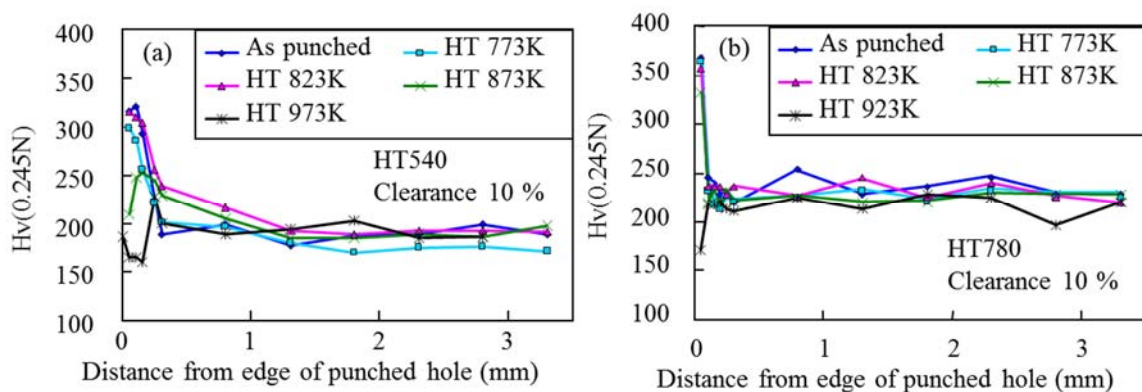


Fig. 3-23 Distributions of hardness near punched edge. (a) HT540 punched with clearance of 10%, (b) HT780 punched with clearance of 10%.

3.3.2.2 打抜き孔部の残留応力分布

残留応力の測定位置は鋼板表面側および孔内面側としたが、これらのうち、孔内面の測定は試験片を切断しなければ実施できなかった。試験片の切断には残留応力の変化を伴うことが懸念されたため、まず孔近傍の鋼板表面で試験片切断前後の応力測定を実施し、残留応力に及ぼす切断の影響を確認した。図 3-24(a), (b)は HT540 と HT780 についてクリアランス 10%と 25%で打抜いた試験片の切断前後の残留応力をダレ側である位置 A とバリ側である位置 D (図 3-21) で測定した結果である。この測定は疲労試験前に実施した。いずれの鋼板とクリアランスにおいても、ダレ側である位置 A とバリ側である位置 D とともに切断前後で残留応力にほとんど変化は認められなかった。このため、試験片を切断しても孔近傍の残留応力は維持されていると判断し、以後に示す残留応力は試験片切断後の値を示した。

図 3-25(a)は、クリアランス 10%と 25%で打抜いた HT540 と HT780 の打抜き孔周りの残留応力を示している。引張応力がダレ側 (位置 A) と破断面 (位置 C) の表面に生じていた。圧縮応力はせん断面 (位置 B) とバリ側 (位置 D) にいずれの鋼板についても生じていた。引張応力と圧縮応力はともに、より高強度な鋼板である HT780 において HT540 より高くなっていた。クリアランス 10%で打抜いた HT780 の破断面領域 (位置 C) での引張残留応力は特に高くなっていた。一方、熱処理した HT540 と HT780 の試験片の残留応力を図 3-25(b)

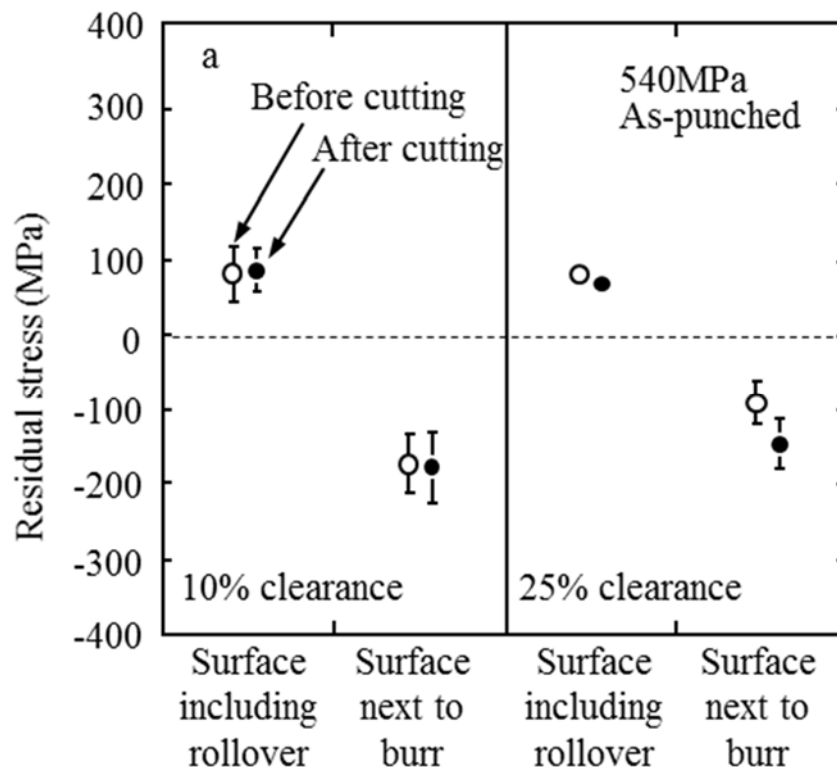


Fig. 3-24 Comparison of residual stresses close to punched holes between before and after cutting the specimens. (a) HT540, (b) HT780.

に示した。熱処理によって鋼板の種類と打抜きクリアランスに関わらず、残留応力は十分に解放されていた。

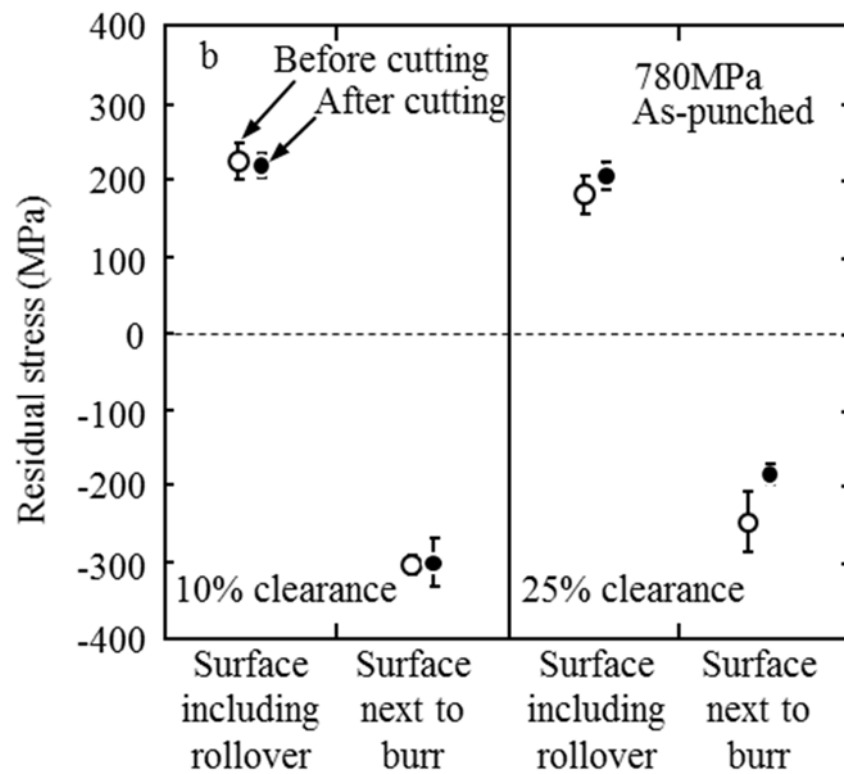


Fig. 3-24 Continued.

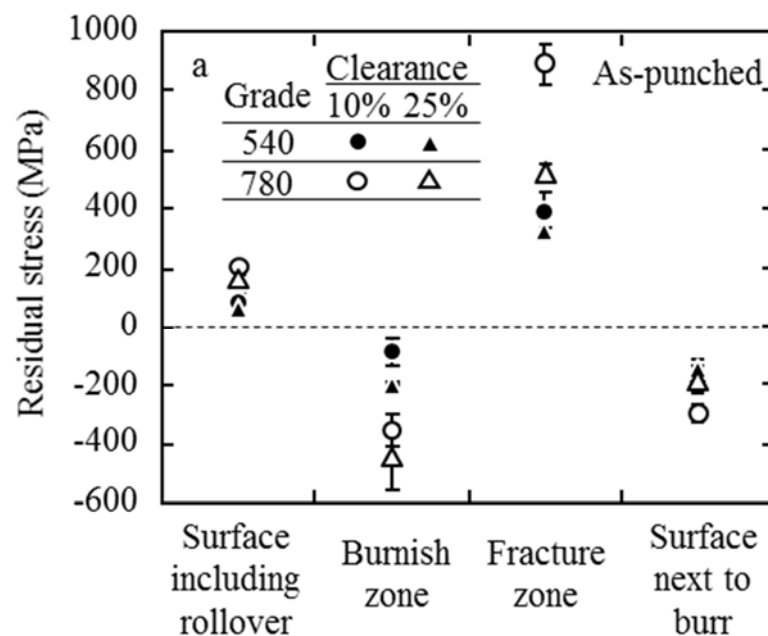


Fig. 3-25 Residual stresses near punched holes. (a) As-punched specimens, (b) Heat-treated specimens.

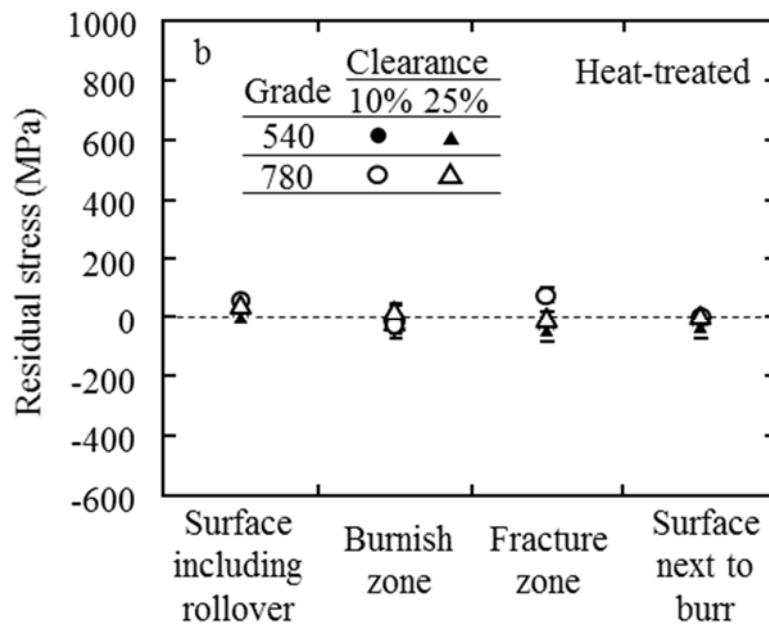


Fig. 3-25 Continued.

3.3.2.3 打抜きまま試験片の疲労特性

クリアランス 10%と 25%で打抜いた HT540 と HT780 の疲労線図を図 3-26 に示す．図の縦軸は疲労試験片の最小断面における公称応力で示している．いずれのクリアランス条件においても HT780 の疲労強度は HT540 より高くなっていた．また，クリアランスが大きくなると，いずれの鋼板においても疲労強度が低下した．

HT540 におけるクリアランス 10%と 25%で打抜いた打抜きまま疲労試験片の疲労破面を図 3-27(a)-(c)に示す．両振り平面曲げの疲労試験を実施したため，疲労き裂はダレ側とバリ側の両方から生じ，試験片の幅方向と板厚方向にき裂が進展した後，それぞれのき裂が合体していた（図 3-27(a)と(b))．クリアランス 10%の場合，ダレ側から生じたき裂の面積がバリ側から生じたき裂面積より大きくなっていた（図 3-27(a))．一方，クリアランス 25%の場合には，クリアランス 10%の場合とは反対に，バリ側から生じたき裂の面積がダレ側から生じたき裂の面積より大きくなる結果となっていた（図 3-27(b))．き裂の面積が大きい主き裂面でのき裂発生位置についてみると，クリアランス 10%で打抜いた試験片では，ダレ部の鋼板表面がき裂発生位置となっていた（図 3-27(c))．一方，クリアランス 25%の場合におけるき裂発生位置はバリ部近傍の破断面領域となっていた（図 3-27(d))．

次に，HT780 におけるクリアランス 10%と 25%で打抜いた打抜きまま疲労試験片の疲労破面を図 3-28(a)-(c)に示す．HT780 ではいずれのクリアランスにおいても，バリ側から生じたき裂の面積がダレ側からのき裂の面積より大きくなっていた（図 3-28(a)と(b))．このとき，バリ側から生じたき裂の発生位置は，HT540 の場合と同様に，バリ部近傍の破断面領域であった（図 3-28(c)と(d))．

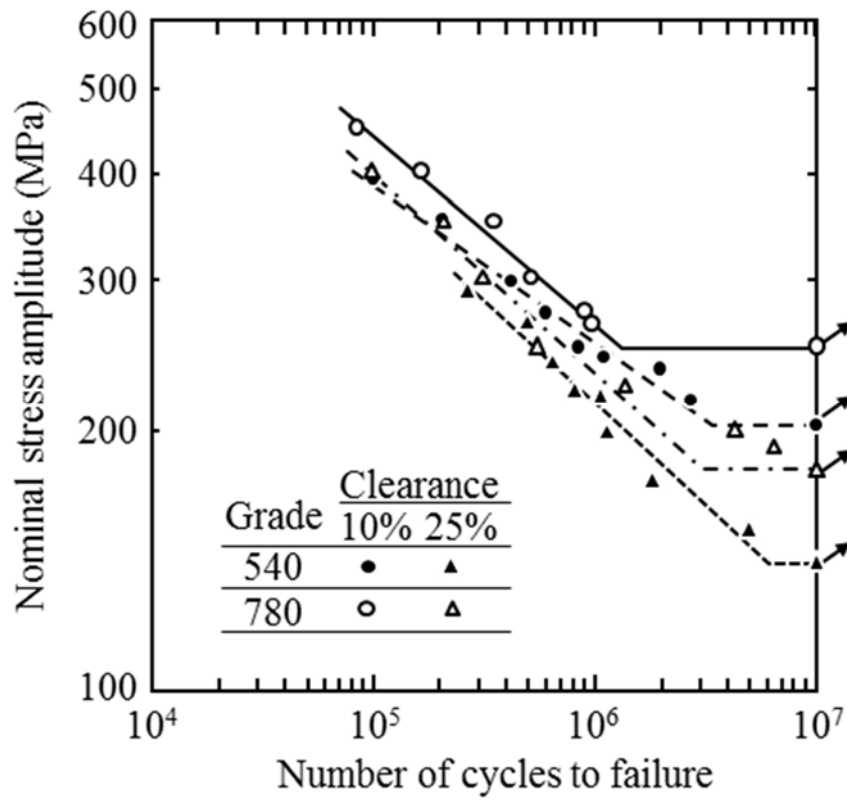


Fig. 3-26 Fatigue curves of as-punched specimens.

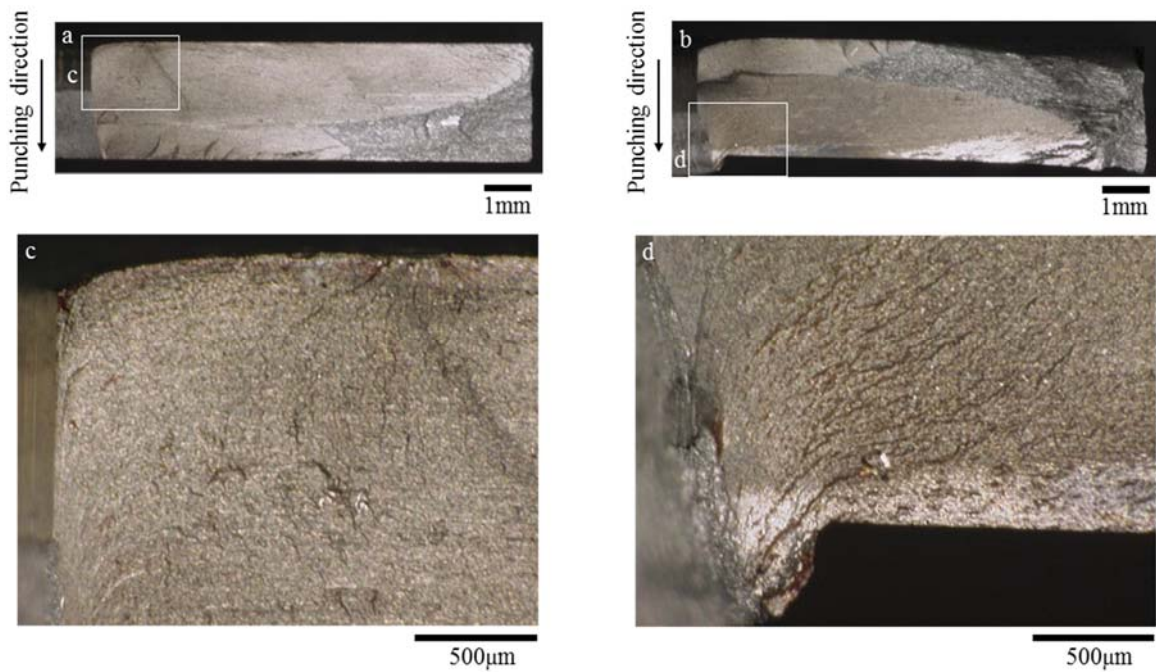


Fig. 3-27 Fatigue fracture surfaces of as-punched specimens of HT540. (a) Clearance of 10% ($\sigma_a=245\text{MPa}$, $N=1.07 \times 10^6$ cycles), (b) clearance of 25% ($\sigma_a=225\text{MPa}$, $N=7.736 \times 10^5$ cycles), (c) higher magnification of (a), (d) higher magnification of (b).

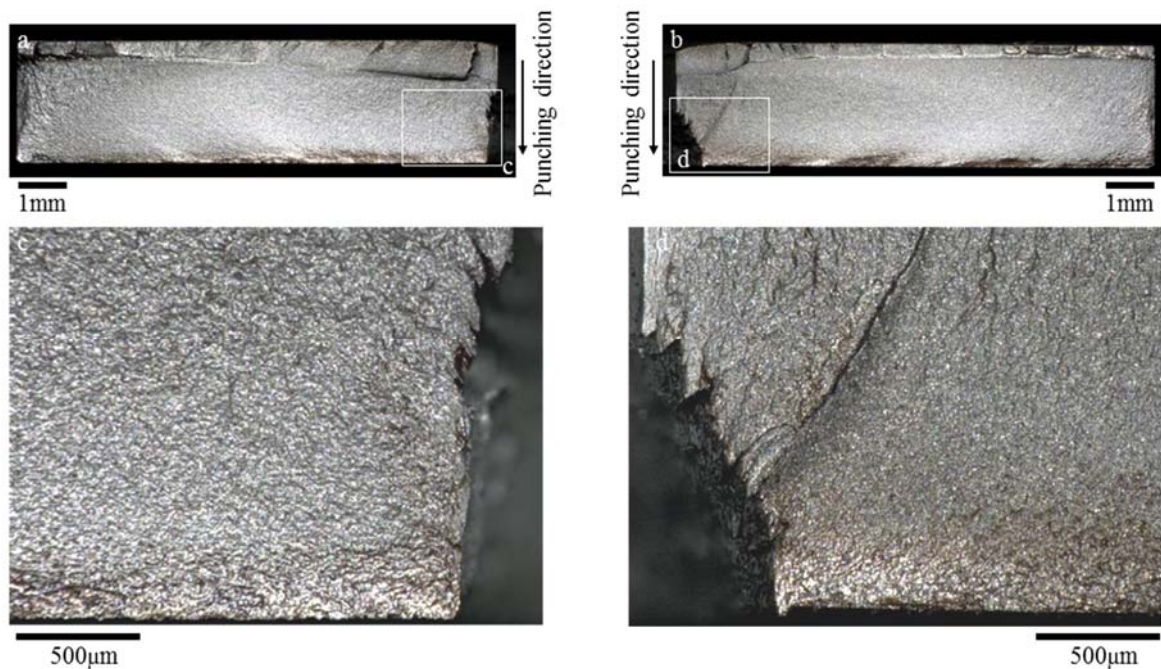


Fig. 3-28 Fatigue fracture surfaces of as-punched specimens of HT780. (a) Clearance of 10% ($\sigma_a=450\text{MPa}$, $N=8.41 \times 10^4$ cycles), (b) clearance of 25% ($\sigma_a=350\text{MPa}$, $N=2.057 \times 10^5$ cycles), (c) higher magnification of (a), (d) higher magnification of (b).

3.3.3 考察

3.3.3.1 疲労特性に及ぼす熱処理の影響

図 3-29(a)は、TH540 をクリアランス 10%と 25%で打抜いた打抜きまま試験片と熱処理した試験片の疲労特性を比較した結果である。いずれのクリアランスにおいても、熱処理によって疲労特性は向上した。クリアランス 10%の場合、 2×10^6 サイクルを超える繰返し数において、熱処理した試験片の疲労強度が打抜きまま試験片の疲労強度より高くなっていた。これに対して、クリアランス 25%で打抜いた試験片では熱処理によって疲労試験した広い寿命範囲にわたって疲労強度が向上した。クリアランス 25%で打抜いた後に熱処理した試験片の疲労強度は、 3×10^6 サイクル未満の疲労寿命範囲においてクリアランス 10%で打抜いた試験片と同等な疲労強度にまで到達していた。HT540 では、クリアランス 25%の場合の方が 10%の場合より熱処理による疲労特性の向上効果は高くなる結果を示した。次に、図 3-29(b)は、HT780 についてクリアランス 10%と 25%で打抜いた打抜きまま試験片と熱処理した試験片で疲労特性を比較した結果である。クリアランス 10%の場合の疲労強度に及ぼす熱処理の影響はクリアランス 25%の場合に比べて高くなっていた。HT780 では、上述した HT540 の場合とは異なり、クリアランス 10%における熱処理による疲労特性の向上効果の方が、クリアランス 10%における熱処理の効果より高くなる結果であった。

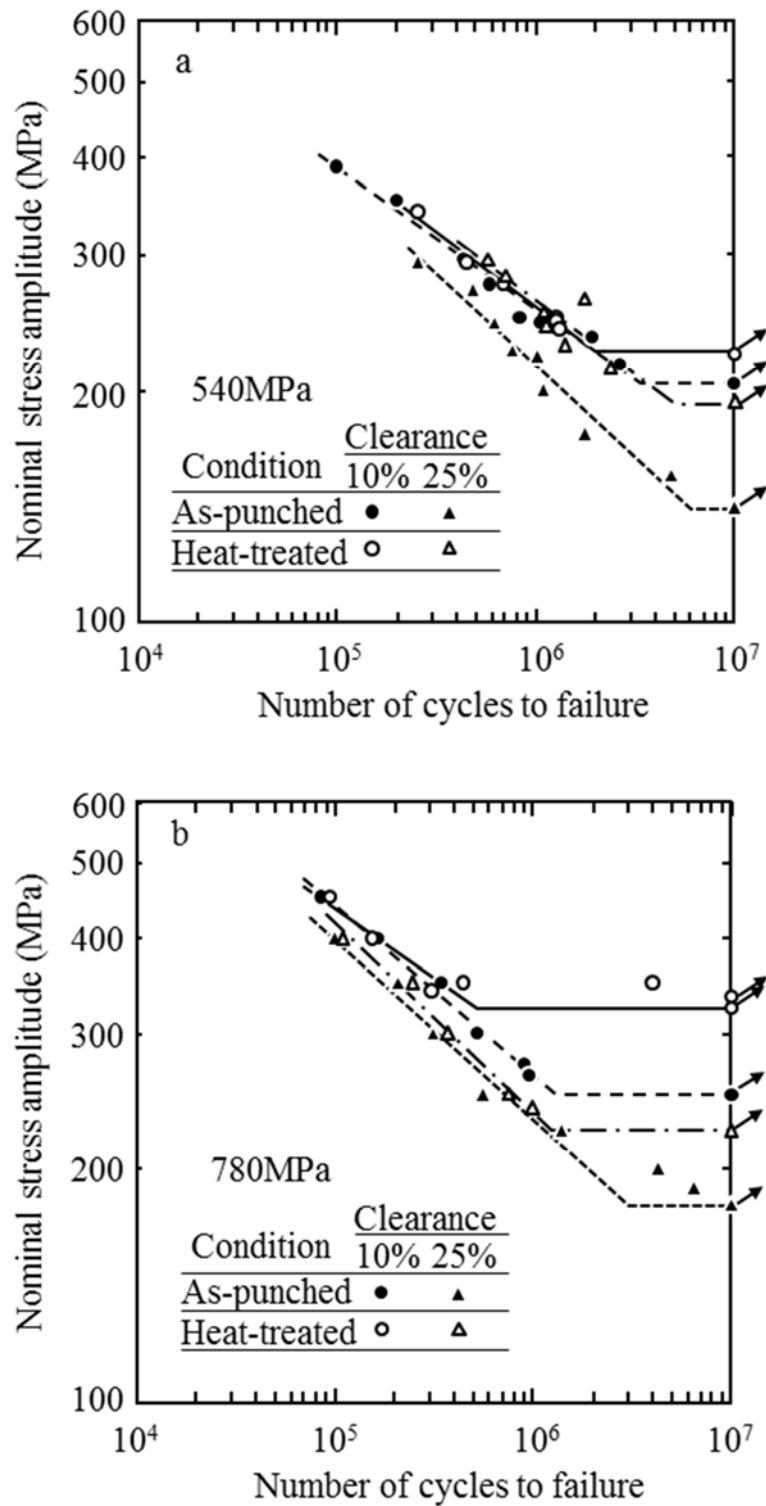


Fig. 3-29 Effect of heat treatment on fatigue curves of specimens with a punched hole. (a) HT540, (b) HT780.

図 3-30(a)-(d)に、両方の鋼板についてクリアランス 10%と 25%で打抜いた後に熱処理した試験片の疲労破面を示す。熱処理した試験片の疲労破面の特徴は打抜きまま試験片の疲

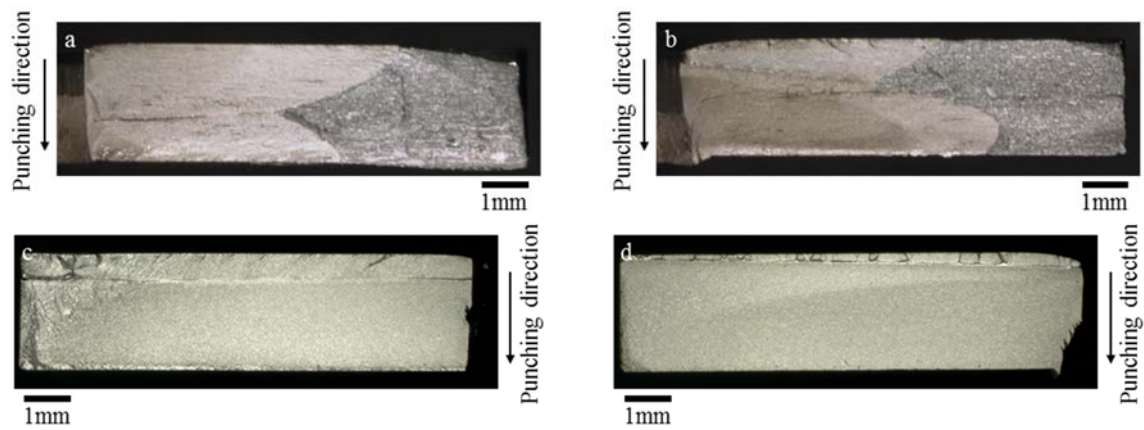


Fig. 3-30 Fatigue fracture surfaces of heat-treated specimens of HT540 and HT780. (a) Clearance of 10% for HT540 ($\sigma_a=241\text{MPa}$, $N=1.32 \times 10^6$ cycles), (b) clearance of 25% for HT540 ($\sigma_a=253\text{MPa}$, $N=1.09 \times 10^6$ cycles), (c) clearance of 10% for HT780 ($\sigma_a=350\text{MPa}$, $N=4.0238 \times 10^6$ cycles), (d) clearance of 25% for HT780 ($\sigma_a=250\text{MPa}$, $N=7.49 \times 10^5$ cycles).

労破面と同様であった。HT540 では、クリアランス 10%の場合に、ダレ側から生じた疲労破面の面積がバリ側から生じた疲労破面の面積より大きくなっていた（図 3-30(a)）。一方、クリアランス 25%の場合には、バリ側近傍の破断面領域からのき裂が主たる疲労破面となっていた（図 3-30(b)）。HT780 では、いずれのクリアランスにおいても破断面領域から生じたき裂が疲労破面のほとんどを占有していた（図 3-30(c), (d)）。

残留応力は図 3-25(b)に示したように解放されていたので、熱処理したクリアランス 10%と 25%における図 3-30 に示した疲労破壊の特徴の違いは、残留応力によるものではなく、主に打抜き端面の粗さによるものであったと考えられる。クリアランス 25%は低炭素鋼板にとって適切なクリアランスである 3%から 12.5%より大きいとの報告[3-4]もあり、本研究においても、クリアランス 25%における破断面の粗さはクリアランス 10%の場合に比べて大きかったと言える。すなわち、端面粗さの増大による応力集中の上昇のために、クリアランス 25%での疲労強度はクリアランス 10%での疲労強度より低くなっていたと考えられる。平滑母材の疲労強度において表面粗さの影響は材料強度が高くなるにしたがって大きくなることがよく知られているため、打抜き孔の破断面領域の粗さ増大にともなう疲労強度の低下が HT540 より HT780 で顕著であったと考えられる。

3.3.3.2 疲労強度と残留応力の関係

クリアランス 10%で打抜いた HT540 では、図 3-27(a)に示したように、ダレ側から形成された疲労破面はバリ側近傍の破断面から形成された疲労破面より大きくなっていた。この結果は、ダレ側での残留応力が疲労特性に強く影響していたことを示唆している。一般に、引張残留応力の低減または圧縮残留応力の上昇によって材料の疲労強度は向上する。した

がって、熱処理によるダレ部での引張残留応力の解放（図 3-25(b)）が、図 3-29(a)に示したような熱処理による疲労強度の上昇につながったと考えられる。

一方、クリアランス 25%で打抜いた HT540 とクリアランス 10%および 25%で打抜いた HT780 では、図 3-27(b), 3-28(a), (b)に示したように、破断面からのき裂発生により形成された疲労破面が試験片全体の疲労破面のほとんどを占めていた。このことは、打抜き孔の破断面領域における残留応力が試験片の疲労強度に主に影響していたことを示唆している。破断面領域では引張残留応力が生じていた（図 3-25(a)）ため、熱処理によるこの引張残留応力の解放（図 3-25(b)）が、熱処理による疲労強度の向上（図 3-29(a)と(b)）につながったと考えられる。

表 3-4 に、主たるき裂が生じた位置の残留応力、打抜きままから熱処理後における残留応力の変化量、図 3-29(a)と(b)から求めた疲労限、および打抜きままから熱処理後における疲労限の変化量をまとめた。いずれの鋼板においても、疲労限の変化量は熱処理による引張残留応力の低減に伴って増加する傾向にあるといえる。

疲労限に及ぼす残留応力の影響を式(3-1)に示す修正 Goodman 線図[3-7]に基づいて評価した。残留応力は平均応力として取り扱った。

Table 3-4 Correlation between residual stresses and fatigue strengths.

Grade	Clearance (%)	Condition	Residual stress (MPa)	Variation of residual stress (MPa)	Fatigue limit (MPa)	Variation of fatigue limit (MPa)
HT540	10	As-punched	85	-	204	-
		Heat-treated	47	38	224	20
	25	As-punched	327	-	140	-
		Heat-treated	-46	373	191	51
HT780	10	As-punched	891	-	250	-
		Heat-treated	77	814	325	75
	25	As-punched	523	-	180	-
		Heat-treated	-1	524	225	45

$$\sigma_a = \sigma_{w0} \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right) \quad (3-1)$$

ここで、 σ_a は応力振幅、 σ_m は平均応力、 σ_{w0} は完全両振り負荷における疲労限、 σ_B は鋼板の引張強さである。

クリアランス 10%で打抜いた HT540 の試験片の引張強さ σ_B は表 3-3 に示した 570MPa とした．その理由は，主たるき裂のき裂発生位置が，図 3-27(c)に示したように，打抜き孔縁から離れていたためである．これに対して，図 3-27(d)，3-28(c)および(d)に示したように，破断面から主たるき裂が生じた試験片の引張強さ σ_B は HT540 と HT780 それぞれに対して 998MPa と 1162MPa とした．これらの引張強度の値は打抜き端面から 50 μ m の位置（図 3-23）での硬さから換算[3-8]して求めた．

図 3-31 に，表 3-4 に示した打抜きままと熱処理した試験片の疲労限と残留応力の関係を示す．この図には熱処理した試験片のプロットとき裂発生位置での引張強さを結んだ直線を示している．それらの直線は次の式(3-2)-(3-5)で示される．

クリアランス 10%で打抜いた HT540 に対しては，

$$\sigma_a = 244 \left(1 - \frac{\sigma_m}{570} \right) \quad (3-2)$$

クリアランス 25%で打抜いた HT540 に対しては，

$$\sigma_a = 183 \left(1 - \frac{\sigma_m}{998} \right) \quad (3-3)$$

クリアランス 10%で打抜いた HT780 に対しては，

$$\sigma_a = 348 \left(1 - \frac{\sigma_m}{1162} \right) \quad (3-4)$$

クリアランス 25%で打抜いた HT780 に対しては，

$$\sigma_a = 225 \left(1 - \frac{\sigma_m}{1162} \right) \quad (3-5)$$

図 3-31 に示した HT540 をクリアランス 10%と 25%で打抜いた打抜きまま試験片のプロットはそれぞれ式(3-2)と式(3-3)の直線上にほぼあるため，HT540 のいずれのクリアランスの条件においても疲労限に及ぼす残留応力の影響はそれらの式で評価できることがわかった．これに対して，HT780 のクリアランス 10%と 25%の打抜きまま試験片のプロットは，

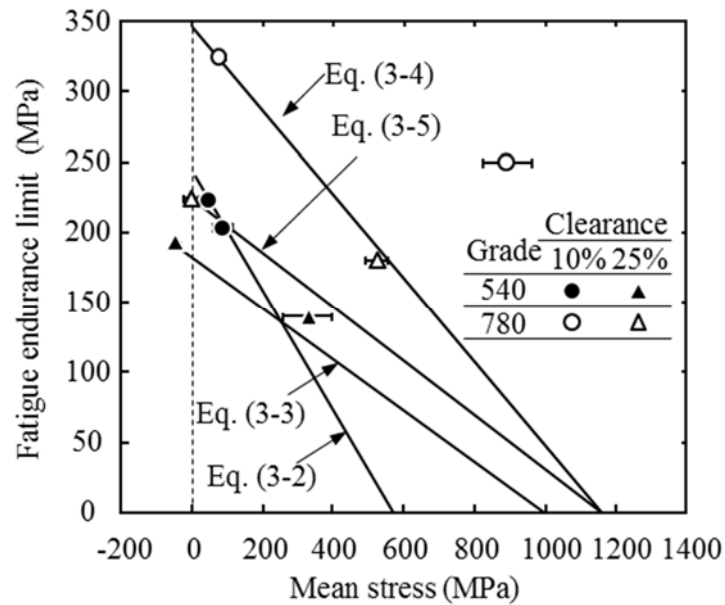


Fig. 3-31 Relationships between fatigue limits and initial residual stresses for the as-punched and the heat-treated specimens of HT540 and HT780.

図 3-31 に示した式(3-4)と式(3-5)の直線より高い残留応力のところにそれぞれあった。特に、クリアランス 10%の場合にその傾向が顕著であった。

疲労試験前の初期残留応力は繰返し負荷に伴い緩和される場合があることを前節の図 3-15 で示した。また、他の文献[3-9~3-11]でも同様なことが示されている。そこで、疲労限の条件で繰返し負荷された後の試験片での残留応力を用いて再度、HT780 の評価を行うことにした。繰返し負荷後の引張残留応力はクリアランス 10%と 25%の場合にそれぞれ 353MPa

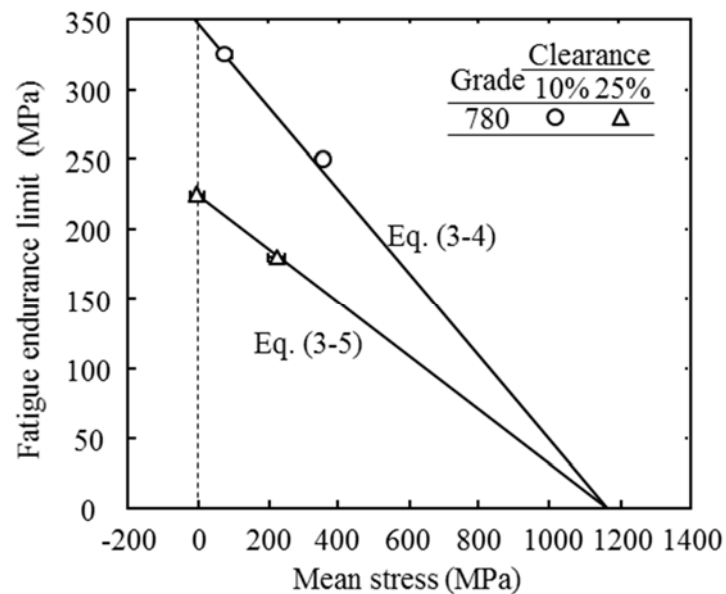


Fig. 3-32 Relationships between fatigue limits and stabilized residual stresses after fatigue test for the as-punched and the heat-treated specimens of HT780.

と 225MPa にまで下がっていたため、図 3-32 に示すように、それぞれのクリアランスにおける打抜きまま試験片のプロットは式(3-4)と式(3-5)の直線上にほぼ対応した。この結果から、疲労限に及ぼす残留応力の影響は主たるき裂の発生位置における残留応力と硬さで評価できることがわかった。

HT540 の打抜きまま試験片においても同様な残留応力緩和は考えられたが、HT540 のクリアランス 10% の場合には、初期引張残留応力と負荷で生じる応力の和が材料の降伏応力より低かったため、ダレ部近傍の引張残留応力は緩和されなかった。表 3-4 に示したダレ側の公称応力での疲労限 204MPa に応力集中係数 1.45 を掛けた 296MPa が疲労限の負荷で打抜き孔縁に生じた応力となる。表 3-4 に示した初期引張残留応力 85MPa と先ほどの 296MPa を足し合わせた 381MPa は、HT540 の降伏応力 457MPa (表 3-3) より低かった。一方、クリアランス 25% の場合では、疲労限におけるバリ側の打抜き孔縁に生じた応力は 203MPa ($=140\text{MPa} \times 1.45$) で、初期引張残留応力は表 3-4 に示した 327MPa であった。それらを合計した 530MPa は HT540 の降伏応力より高かった。このため、クリアランス 25% においては初期残留応力の緩和が生じると考えられた。

図 3-33 に、クリアランス 10% で打抜いた HT540 とクリアランス 10% および 25% で打抜いた HT780 について疲労試験前の初期残留応力と疲労試験後の残留応力の関係を示した。クリアランス 10% で打抜いた HT540 については上述したように疲労限での応力緩和が生じなかったと考えられたため、疲労試験前後で同じ残留応力と仮定して図 3-30 に示した。これらの 3 つのプロットは直線上にあったため、クリアランス 25% で打抜いた HT540 の疲労

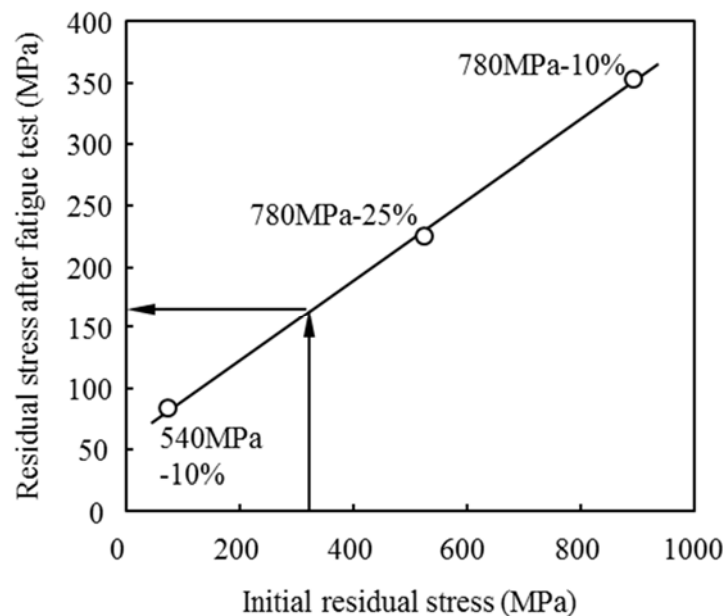


Fig. 3-33 Estimation of stabilized residual stress in specimen punched with the clearance of 25% for HT540.

限での負荷後の残留応力の値を図 3-33 から内挿して求めた。クリアランス 25%の HT540 の疲労試験前の初期引張残留応力は 327MPa（表 3-4）であったので、疲労限での負荷後の残留応力は 164MPa と推定された。その推定値は図 3-32 に示した式(3-3)の直線よりわずかに低くなっていたが、クリアランス 25%で打抜いた HT540 の残留応力の影響は式(3-3)でほぼ評価できているといえる。

3.4 まとめ

打抜き孔とホーニング加工孔を有する金属組織が異なる 3 種類の高強度鋼板（540PH, 560DP, 780PH）を用いて打抜き加工による加工硬化、端面粗さおよび残留応力と片振り引張疲労特性の関係を調査し、疲労強度に及ぼす主要因子について考察を行った。また、打抜き孔部の残留応力の影響のみに焦点を絞り、2 水準のクリアランスで打抜いた孔を有する 540MPa 級と 780MPa 級鋼板（PH540, PH780）を用いて両振り平面曲げ疲労特性に及ぼす残留応力の影響を定量的に検討した結果、以下の結論を得た。

・ 3 鋼種による引張疲労特性に及ぼす主要因子の考察

- (1) 打抜き孔の破断面領域の粗さが疲労特性を最も支配する因子であった。粗さが大きい場合には、打抜きままからき裂が存在する状態になりき裂進展寿命が全疲労寿命のほとんどを占めていたと考えられる。
- (2) 破断面領域には高い引張残留応力が生じていた。この引張残留応力は端面の粗さほど疲労強度を支配していないが、引張残留応力が低減されればき裂進展速度が低下して疲労強度が向上すると考えられる。
- (3) せん断変形によって粗大炭化物とフェライト組織の境界に多数のボイドが生じ、それらのボイドが連結してより大きなボイドを形成することとボイドが端面に現れてき裂を形成していた。一方、フェライトとマルテンサイトの境界ではボイドの生成がほとんどみられなかった。
- (4) 軟質相であるフェライトと硬質相である粗大炭化物あるいはマルテンサイトとの強度差が大きいほどボイドを生成しやすくなると考えられる。マルテンサイトは粗大炭化物ほど硬質でないためボイド生成の可能性は低くなっていると考えられる。また、粗大炭化物はフェライトと結晶構造が大きく異なるため相界面での結晶格子の整合性が低く、相界面強度が低くなっていることが考えられる。
- (5) 加工孔付き試験片の疲労寿命を再引張塑性域形成荷重（Re-tensile plastic zone generated (RPG) load）基準の有効応力拡大係数範囲 ΔK_{RPG} を用いた方法で予測したき裂発生寿命と一般的な Paris 則を用いた手法で予測したき裂進展寿命の和から全寿命を予測した結果、S-N 線図の有限寿命域のデータをほぼ予測できることが明らかとなった。

・ 打抜き孔の平面曲げ疲労特性に及ぼす残留応力の定量的評価

- (6) 引張及び圧縮の残留応力が打抜き孔近傍に生じていた．引張残留応力は孔縁付近のダレ部と孔端面の破断面領域に生じていた．圧縮残留応力は孔端面のせん断領域とバリ部近傍の鋼板表面に生じていた．
- (7) 2つのタイプの疲労破面が観察された．ひとつは主たる疲労破面のき裂発生位置がダレ部であるもので，クリアランス 10%で打抜いた HT540 で観察された．もう一方は，主たる疲労破面のき裂発生位置がバリ側近傍の破断面領域であるもので，クリアランス 25%で打抜いた HT540 とクリアランス 10%と 25%で打抜いた HT780 で認められた．
- (8) 熱処理により打抜き孔近傍の残留応力が開放され疲労特性が向上した．HT540 では，クリアランス 25%で打抜いた試験片での疲労特性向上はクリアランス 10%で打抜いた試験片の場合より高かった．これとは反対に，HT780 では，クリアランス 10%で打抜いた場合の疲労特性向上の方がクリアランス 25%で打抜いた場合より高かった．
- (9) クリアランス 10%で打抜いた HT540 の熱処理による疲労特性の向上は打抜き孔ダレ部での引張残留応力の解放のためであった．一方，クリアランス 25%で打抜いた HT540 とクリアランス 10%と 25%で打抜いた HT780 の熱処理による疲労特性の向上は打抜き孔破断面領域での引張応力の解放のためであった．
- (10) 打抜き孔をもつ鋼板の疲労限に及ぼす残留応力の影響は，き裂発生位置における繰返し負荷後に安定した引張残留応力とその場所での材料の引張強さを用いた修正 Goodman 線図により評価できた．

第 3 章 参考文献

- [3-1] Raj Sohmshetty, Kiran Mallela. Advanced high strength steels for chassis structures. SAE technical paper 2008-01-0854 (2008).
- [3-2] Tetsuo Shimizu, Yoshimasa Funakawa, Shinjiro Kaneko. High strength steel sheets for automobile suspension and chassis use – high strength hot-rolled steel sheets with excellent press formability and durability for critical safety parts – JFE technical report. 2004, No. 4, pp.25–31.
- [3-3] ASM handbook Vol. 19. Fatigue and fracture.
- [3-4] X 線応力測定法標準. 日本材料学会 材料強度部門委員会, 1997.
- [3-5] 小林英夫. 疲労き裂伝播の破壊力学と金属組織. 材料. 1980, Vol.29, No.317, pp.198-203.
- [3-6] R. E. Peterson. Stress concentration factors. New York, John Wiley & Sons, 1974.
- [3-7] William F. Hosford. Mechanical behavior of materials. Cambridge University Press, 2005, pp. 283–285.
- [3-8] SAE J 417-1983 Hardness Tests and Hardness Number Conversions.
- [3-9] Mattson RL, Coleman Jr WS. Effect of shot peening variables and residual stresses on fatigue life of leaf spring specimens. Trans Soc Automot Eng. 1954, 62, pp.546–56.
- [3-10] Wallace WP, Frankel JP. Relief of residual stresses by single fatigue cycle. Weld J. 1949, 38, p.565s.
- [3-11] S. Kodama. The behavior of residual stress during fatigue stress cycles. In: Proceedings of the international conference on mechanical behavior of metals II. Kyoto: Society of Material Science 1972, 2, pp.111–118.
- [3-12] Toyosada Masahiro, Niwa Toshio. Prediction of fatigue life for steel structures. Tokyo, Kyouritsu Shuppan Co., Ltd., 2001. [in Japanese].
- [3-13] Toyosada Masahiro, Gotoh Koji, Niwa Toshio. Fatigue crack propagation for a through thickness crack: a crack propagation law considering cyclic plasticity near the crack tip. Int J Fatigue. 2004, 26, pp.983-992.
- [3-14] BS 7910. Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. The British Standards Institution; 2015.
- [3-15] G. Glinka. Calculation of inelastic notch-tip strain-stress histories under cyclic loading. Engineering Fracture Mechanics. 1985, Vol.22, No.5, pp.839-854.
- [3-16] Toyosada Masahiro, Niwa Toshio, Yamaguchi Kikuji, Takenaka Hideki, Aramaki Naoki, Masaki Hiroaki. Fatigue crack propagation law for wide range from very slow crack growth rate region to stable crack propagation rate region. J Soc Nav Archit Jap. 1992, 172, pp.589–599. [in Japanese].

- [3-17] Tanaka Yoichi, Soya Isao. Fatigue crack propagation behavior of various types of steels for welded structures. Quart J Jap Weld Soc. 1989, 7(2), pp.256–263.
- [3-18] Satoh Kunihiro, Toyoda Masao, Itoh Yoshiyasu, Kawaguchi Yoshiaki, Arimochi Kazushige, Suzuki Mitsuru, et al. Fracture transition behaviors and fracture overall strain of low carbon steel plate with notch. J Soc Nav Archit Jap. 1977, 142, pp.148–155. [in Japanese].
- [3-19] Yada Toshio, Sakai Keiichi, Iino Nobu, Sakano Kenji. A study on Elasto-plastic behavior and fracture characteristics of notched plate tensile specimen. J Soc Nav Archit Jap. 1973, 134, pp.425–435. [in Japanese].
- [3-20] R.N.King, A. Stacey, J. V. Sharp. A review of fatigue crack growth rates for offshore steels in air and seawater environments. In: Proc. of 15th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. ASME. Vol. III; 1996, pp.341-348.
- [3-21] 西田正孝. 応力集中. 東京, 森北出版, 1967, p.587.
- [3-22] 村上敬宜. 金属疲労：微小欠陥と介在物の影響. 東京, 養賢堂, 1993, 265p.

第4章 構造応力を評価指標とするアーク溶接構造体の疲労寿命予測

4.1 はじめに

第 3 章で取り上げたせん断加工部と同様以上にシャシー部品の疲労破壊危険部位としてよく知られているのは部品を組み立てる際に避けることのできない溶接部である。シャシー部品は高い剛性と強度を要求されるため、車体に比べて厚い鋼板が使用されることからアーク溶接が通常採用されている[4-1]。

第 2 章で検討したスポット溶接継手部の疲労寿命予測手法は、モジュールさらには全車体を評価対象にすることを前提にして、スポット溶接部は比較的単純な有限要素モデルとして構造解析を行い、その結果で得られる力とモーメントといった情報を利用して疲労評価を行った。自動車のアーク溶接部に対する疲労寿命予測についてもデジタル設計が急速に進歩したため、シャシーの複雑なフルモデルが対象となってきた。このため、スポット溶接部での評価と同様に、要素寸法が数 mm 程度までの比較的粗いシェル要素の有限要素モデルで疲労評価できる手法が好まれ、溶接止端部位置の有限要素モデルの節点の力とモーメントから構造応力を算出して評価する手法が提案されている[4-2~4-4]。また、溶接止端部形状の影響をデータベース化してその結果とシェル要素モデルでの構造解析とを結合する手法も提案されている[4-5]。このように、複雑なフルモデルを取り扱いながらデジタル設計を加速させるため、煩雑な解析を極力少なくして高精度な評価が要求されている。

そこで、本章では鋼板および溶接ビード部をともにシェル要素とする解析モデルを用いて有限要素弾性解析で得られる応力をもとに疲労寿命予測精度を高める評価指標を検討した。さらに、これまでに提案されている手法との比較を行い、検討手法の精度について議論した。

4.2 有限要素解析モデルと評価指標とする構造応力の算出方法

アーク溶接部のモデル化手法を図 4-1 に示す。モデル化手法は文献[4-2]を参考にした。図 4-1(a)に示すように、鋼板は板厚中央でシェル要素によりモデル化した。溶接ビードは溶接のど厚の厚さとなるシェル要素でモデル化した。このとき、鋼板と溶接ビードのシェル要素は実際の溶接ビード止端部にあたるところで結合した。また、図 4-1(b)に示すように、溶接止端部に接する鋼板側モデルのシェル要素は必ず四角形とし、疲労き裂は多くの場合、溶接開始部あるいは終了部に発生するため、溶接開始部と終了部もモデル化した。有限要素モデルでは開始部と終了部の区別はしなかった。

アーク溶接継手の疲労評価指標に関する指針として IIW(International Institute of Welding)が示す指針[4-12]がよく知られている。この中で、複雑形状の構造体における溶接止端部で

の疲労破壊を評価する手法として構造的ホットスポット応力(Structural hot spot stress, 以後, ホットスポット応力と呼ぶ)を用いる手法が提示されている. この手法は溶接止端部形状に起因する非線形的な応力集中を除く部材形状による応力上昇効果を考慮したものである. ホットスポット応力は溶接止端部からある距離離れた鋼板表面の 2 点または 3 点の応力から外挿して求めた溶接止端部位置の応力である. しかし, 外挿に用いられる応力の位置が溶接止端部に最も近い位置では $0.4t$ (t は板厚) あるいは $0.5t$ であるため板厚が 2mm から 3mm 程度である自動車シャシー構造体には有限要素寸法が小さ過ぎて実用的ではなかった.

そこで, 本研究での疲労評価は Fermér ら[4-2]の有限要素モデルを参考にして作成したアーク溶接部モデルから求めた溶接止端部位置での応力を用いて行った. 図 4-2 に詳細を示す. 溶接止端部に相当する節点位置でシェル要素両表面の溶接ビード垂直方向応力を得た. 節点位置でシェル要素両表面の応力を得るために MSC/Nastran では CUBIC option を使用した. 得られた応力から次式に示す膜応力 σ_m と曲げ応力 σ_b を求めた.

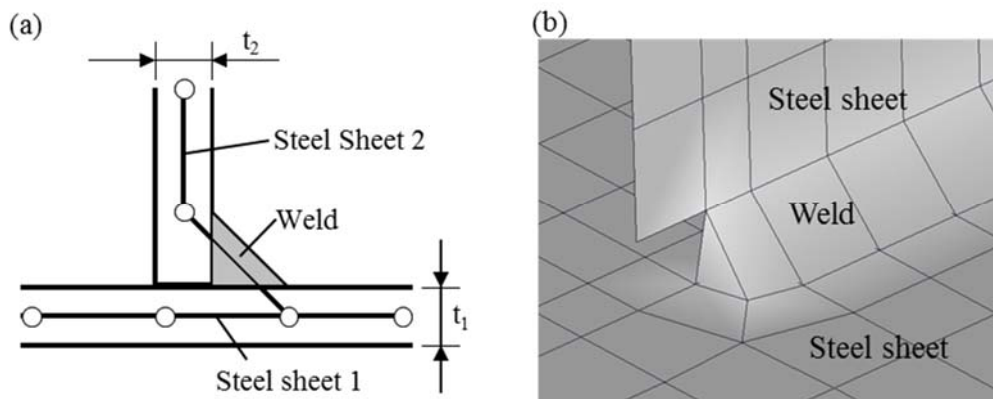


Fig. 4-1 Example of arc weld of FE model. (a) Cross-section of weld connection between two thin sheets, (b) weld end.

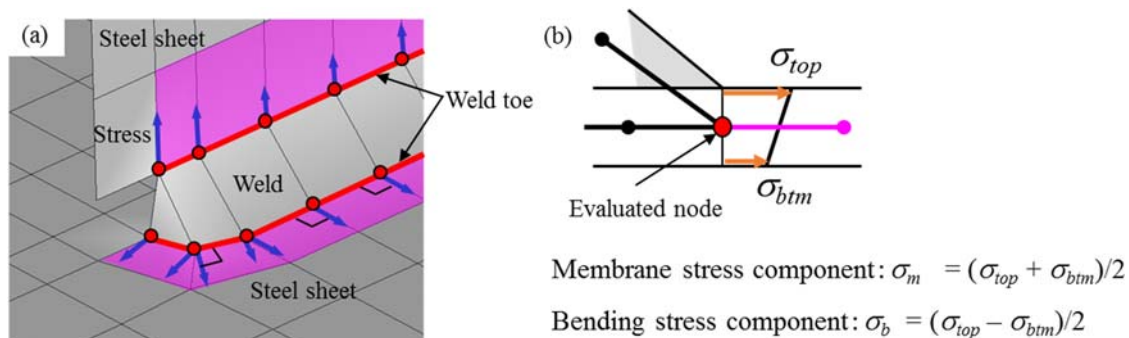


Fig. 4-2 Evaluation procedure. (a) Directions of evaluated stresses, (b) structural stress definition.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{top} + \sigma_{btm}}{2} \quad (4-1)$$

$$\sigma_b = \frac{\sigma_{top} - \sigma_{btm}}{2} \quad (4-2)$$

ここで、 σ_{top} と σ_{btm} はシェル要素の表裏面での応力である。

4.3 継手形式，荷重方向および板厚が異なる継手試験結果の構造応力による整理

自動車技術会・疲労信頼性部門委員会では自動車のアーク溶接構造を想定して，継手形式，荷重方向および板厚を変化させた広範囲な共同実験[4-6]を行った．このようにまとまった報告は少ない．そこで，その疲労試験データを用いて評価指標について検討を行った．

4.3.1 試験方法

供試材には，板厚 2.3mm の熱延軟鋼板，板厚 2.3mm と 3.2mm の引張強さ 440 MPa 級熱延鋼板，および板厚 2.3mm の引張強さ 540 MPa 級熱延鋼板を用いた．これらの鋼板を用いて，重ね継手，T 字継手およびフレア継手の 3 種類の継手形式の試験体を準備した．試験体形状と試験負荷方向を図 4-3 に示す．試験負荷は荷重制御の完全両振りで実施され，重ね継手は P1 方向，T 字継手およびフレア継手では P1 および P2 方向で試験した疲労データを用いた．

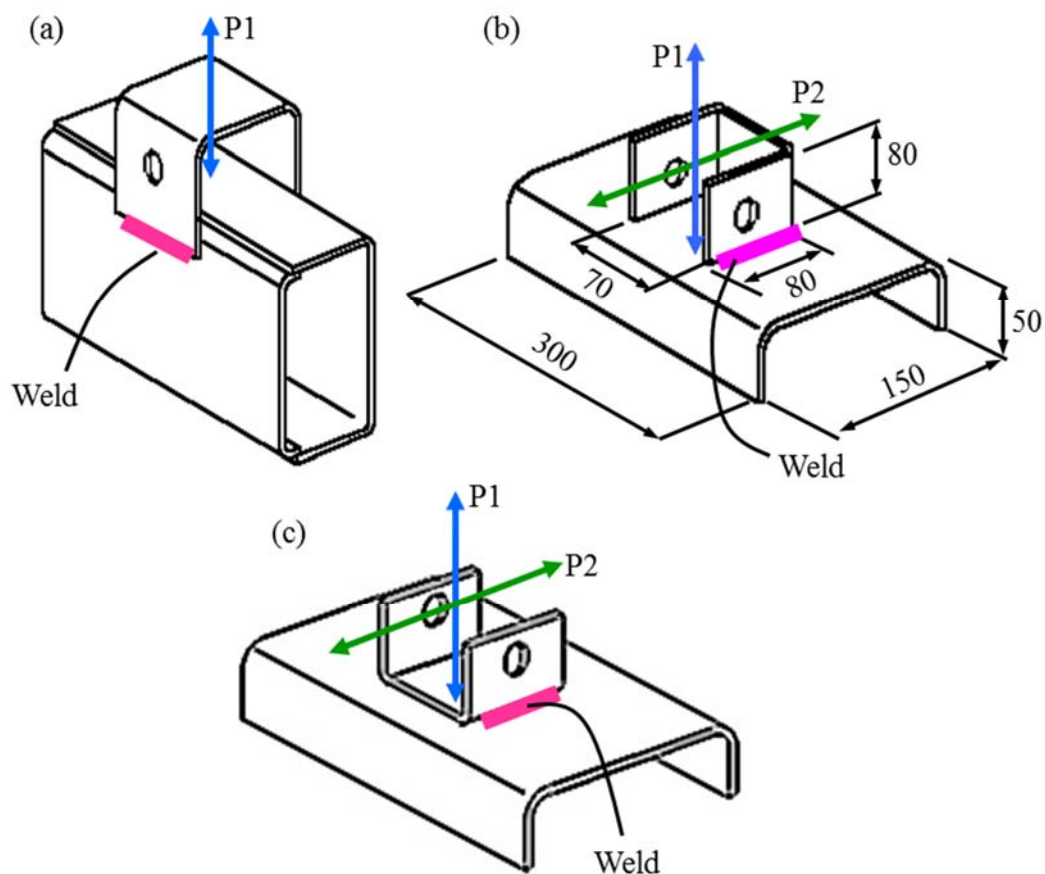


Fig. 4-3 Arc-welded component specimens and loading directions. (a) Lap-joint, (b) T-joint, (c) flare-joint.

4.3.2 疲労試験結果

全ての試験体は溶接開始部で最も早く疲労き裂が生じた．図 4-4 に荷重範囲－寿命関係のプロットを示す．図中の L 2.3t P1 などのプロットの説明は，L が重ね(Lap)継手，T が T 字継手，F がフレア継手を示しており，2.3t と 3.2t が板厚(mm)，P1 と P2 が荷重方向を示している．疲労強度に材料の影響は認められなかったと報告された[4-6]ため，試験データは鋼板の種類で区別することなく全て含まれている．荷重範囲と寿命の関係は継手形式により大別された．つまり，重ね継手の疲労強度は T 字継手およびフレア継手の疲労強度に比べて大幅に高く評価された．板厚の影響も認められ，いずれの継手についても板厚が厚い 3.2mm の試験体で明らかに疲労強度が高くなっていた．T 字継手およびフレア継手において比較することができる負荷方向の影響はほとんど認められなかった．

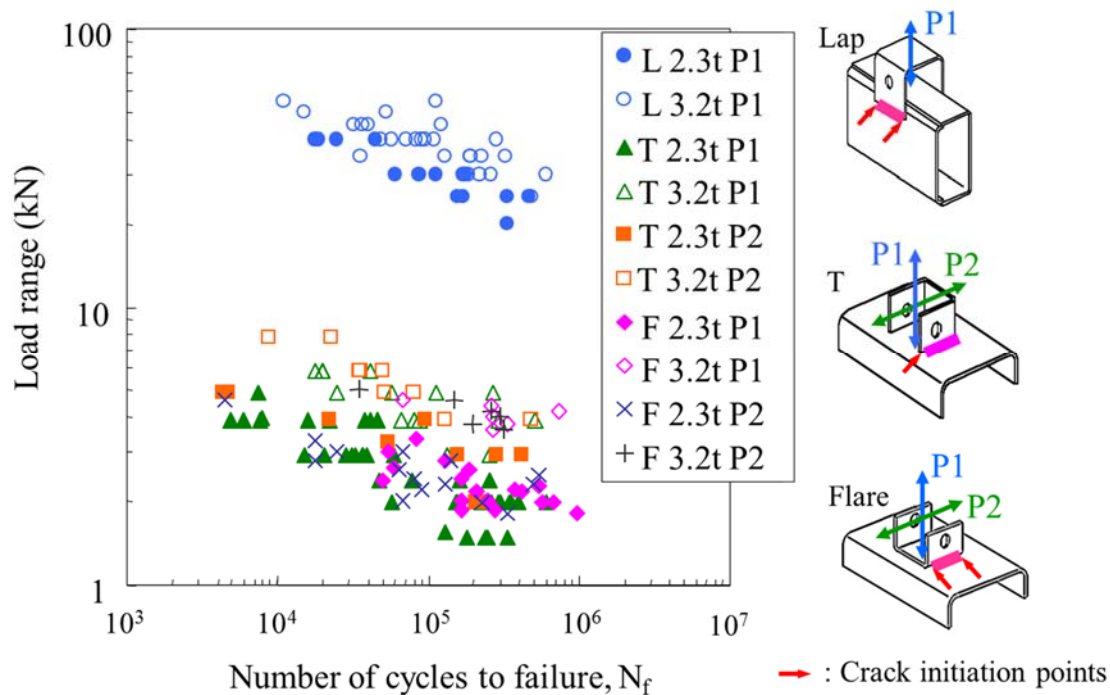


Fig. 4-4 Load range-life plot for arc-welded component specimens.

4.3.3 従来の構造応力による疲労評価

図 4-5 に示す有限要素モデルを作成し、疲労試験を行った荷重条件に対する弾性解析を行った。そして、疲労試験でき裂が生じた溶接止端部に最も近い位置の有限要素モデルの節点で式(4-1)および式(4-2)に示す膜応力 σ_m と曲げ応力 σ_b を求めた。従来、溶接止端部位置の鋼板表面での応力を構造応力と呼び[4-2, 4-3]、式(4-1)と式(4-2)の和である式(4-3)の形式で求められてきた。このように鋼板表面の応力で評価するのは先に述べたように IIW が提示しているホットスポット応力での評価方法が反映されている。

$$\sigma_{st} = \sigma_m + \sigma_b \quad (4-3)$$

σ_{st} : 構造応力

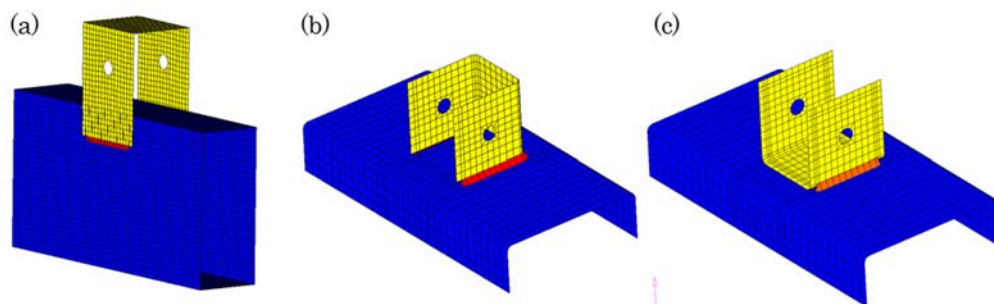


Fig. 4-5 FE models of arc-welded component specimens. (a) Lap-joint, (b) T-joint, (c) flare-joint.

そこで、この従来の構造応力を用いて疲労試験データを整理した。その結果を図 4-6 に示す。図の縦軸は図 4-4 の縦軸の荷重範囲に対応する構造応力範囲である。式(4-3)に示す従来の構造応力での整理により、図 4-4 でみられた重ね継手（プロットが青色●および青色○）の疲労強度が他の継手に比べて大幅に高く評価されることはなくなった。また、同じ継手形式の場合に板厚が厚くなると明らかに疲労強度が高く評価されることはなくなった。つまり、従来の構造応力を評価指標とすると、継手形式、荷重方向および板厚の影響を低減した疲労評価となっていた。しかし、図 4-6 のハッチングで示した重ね継手のプロット（青色●および青色○）が他の継手のプロットと比較して低めとなることがわかった。この要因について検討した結果、図中のプロット説明欄に示した曲げ応力比 r （膜応力 σ_m と曲げ応力 σ_b の和に対する曲げ応力 σ_b の比）に注目すると、重ね継手（青色●および青色○）の曲げ応力比 r は約 0.5 から約 0.65 であったのに対して T 字継手およびフレア継手での曲げ応力比 r は 0.9 を超えており非常に曲げモードが強かったことがわかった。

このことから、従来の構造応力よりも更に継手形式の影響を小さくすることができる評価指標が必要と考えられた。

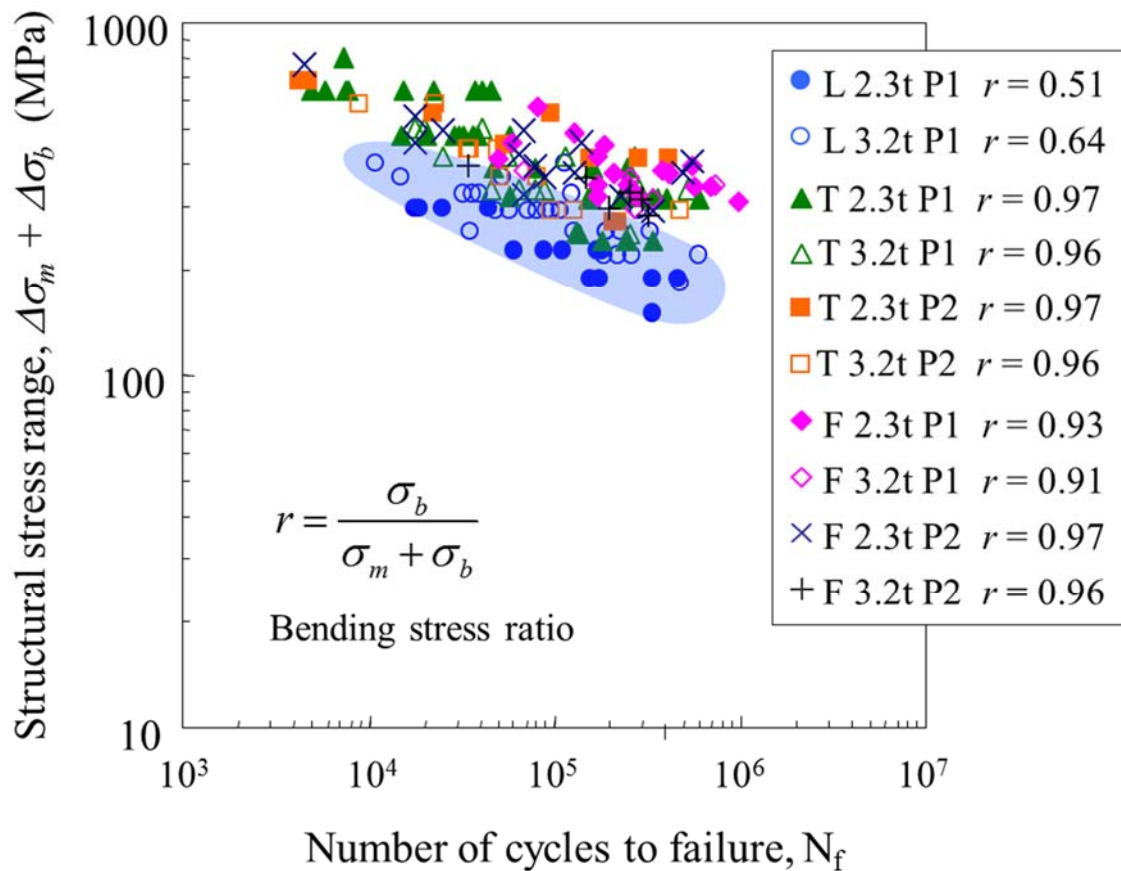


Fig. 4-6 Conventional Structural Stress range-life plot for arc-welded component specimens.

4.3.4 等価引張応力による疲労評価

平滑板の S-N 線図は軸引張負荷により曲げ負荷で評価した方が高くなることが知られている。この理由として、板厚方向の応力勾配が挙げられる。軸引張負荷の場合と曲げ負荷の場合で表面の応力が同じ場合、曲げ負荷では板厚方向に深くなるほど応力が低くなる応力分布のため、引張負荷に比べてき裂進展は遅くなる。Erdogan ら[4-7]は、板厚貫通き裂を有する薄板の引張繰返し負荷と面外曲げ繰返し負荷におけるき裂進展を理論的および実験的に比較検討している。理論的検討として、まず、Dugdale モデルで得られる引張負荷での貫通き裂先端の塑性域寸法を示し、次に、面外曲げ負荷の場合にも Dugdale モデルでの考え方と同様にして、曲げ負荷における貫通き裂先端の塑性域寸法を計算している。その結果、引張負荷と面外曲げ負荷で同じき裂先端の塑性域寸法となるのは、引張負荷応力=0.5x 曲げ負荷応力の条件であることを示している。これを実験的に検証するため、薄板アルミ合金（7075-T6 と 2024-T3）を用いて引張負荷と面外曲げ負荷におけるき裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係を比較し、ほぼ理論的検討通りであることを示している。また、川原ら[4-8]は、平板に設けた表面き裂のき裂進展挙動を引張応力範囲と曲げ応力範囲の比率を変化させて調査し、き裂進展速度と負荷応力の関係が式(4-4)で整理されることを示している。

$$db/dN = C \left[\left(\Delta\sigma_T + \frac{1}{2} \Delta\sigma_B \right) \sqrt{\pi b} \right]^m \quad (4-4)$$

ここで、 b は表面き裂長さの 1/2、 N は繰返し数、 $\Delta\sigma_T$ は応力振幅の引張成分、 $\Delta\sigma_B$ は応力振幅の曲げ成分、 C と m は材料定数である。つまり、曲げ応力成分の 1/2 が引張応力成分と等価であることを示している。これらの結果は疲労き裂進展に関する結果であるが、本章で対象としている溶接継手では全寿命に対してき裂進展寿命の占める割合が高いといわれていることから構造応力を構成する曲げ応力の影響を引張応力の 1/2 として評価することも可能と考えた。そこで、以下の示す式(4-5)を評価パラメータとすることを試みた。この指標を等価引張応力 σ_{eqt} と呼ぶこととする。

$$\sigma_{eqt} = \sigma_m + \frac{1}{2} \sigma_b \quad (4-5)$$

図 4-7 に重ね継手試験体の溶接線に沿った等価引張応力 σ_{eqt} の分布を示す。この解析は荷重 15kN の条件で行なった。等価引張応力は溶接ビードの端部領域に相当する解析モデルの 2 番目の節点位置で最大となった。この位置は疲労試験で確認されたき裂発生位置にほぼ対

応していた。他の継手形式についても同様な結果が得られた。試験された荷重条件に対して計算された等価引張応力と疲労寿命の関係を図 4-8 に示す。また、全プロットを式(4-6)の形式でフィッティングして平均線（実線）と 95%信頼性区間の線（破線）を示した。

$$\log N = B \cdot \log \Delta \sigma_{eqt} + A \quad (4-6)$$

ここで、 $\Delta \sigma_{eqt}$ は等価引張応力範囲、 N は疲労寿命、 A と B は定数である。

図 4-6 に示した従来の構造応力と疲労寿命の關係に比べて、等価引張応力で評価すると継手形式、板厚および負荷方向に対する依存性が小さくなり、プロットのばらつき範囲は小さくなった。すなわち、等価引張応力を評価指標とすると一つの S-N データで負荷条件や継手形状が異なる継手に対する疲労寿命予測の精度が高くなることがわかった。

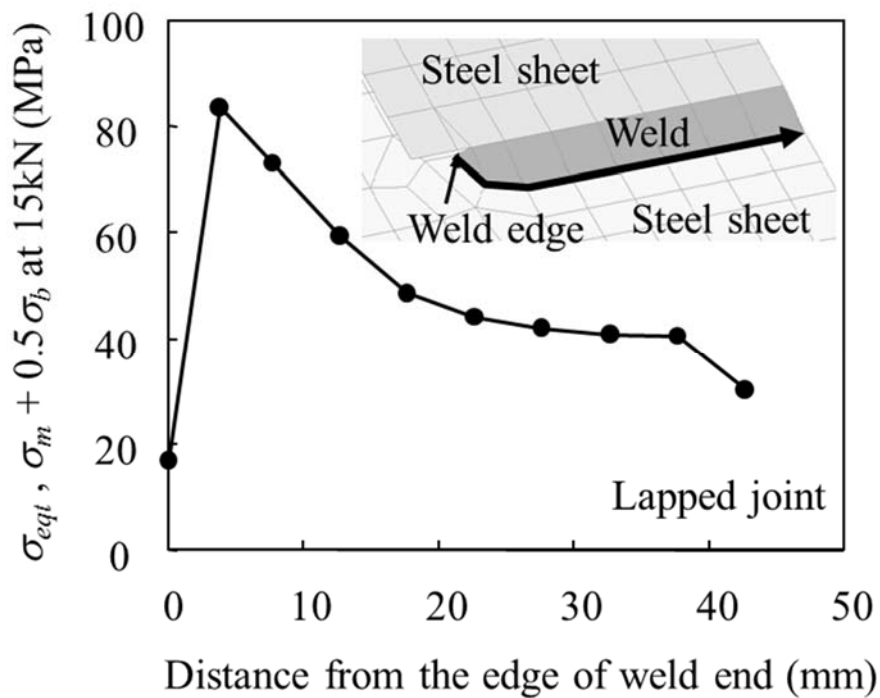


Fig. 4-7 σ_{eqt} distribution in lapped joint.

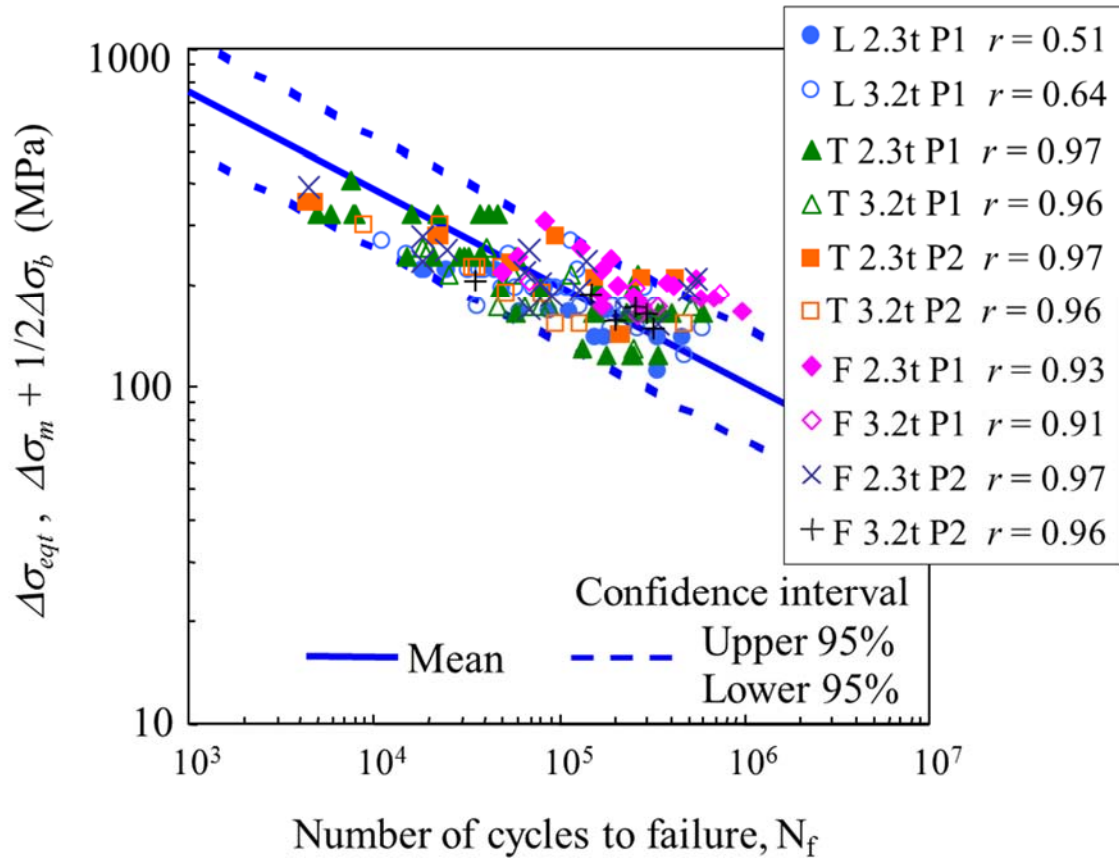


Fig. 4-8 Proposed Structural Stress range-life plot for arc-welded component specimens.

有限要素解析は近似解析であるため評価指標である等価引張応力に対する解析モデルの要素寸法の影響についての検討が必要となる。そこで、図 4-7 に示した有限要素モデルに対して溶接部外周の鋼板部の要素寸法が 1/2 となる有限要素モデルを作成して解析を行い等価引張応力分布に及ぼす要素寸法の影響を調査した。その結果を図 4-9 に示す。Mesh 2 が図 4-7 に示した有限要素モデルで Mesh 1 は要素寸法が 1/2 の有限要素モデルである。要素寸法が 1/2 になった Mesh 1 のモデルで等価引張応力が最大となる節点位置は、Mesh 2 で応力が最大となる位置とほぼ同じであり、その時の両解析モデルでの応力もほぼ同じ値となっていた。このことから、実用的な要素寸法範囲において本研究で提案した等価引張応力は要素寸法依存性が小さく、安定した評価結果を得ることができる有効な評価指標であることがわかった。

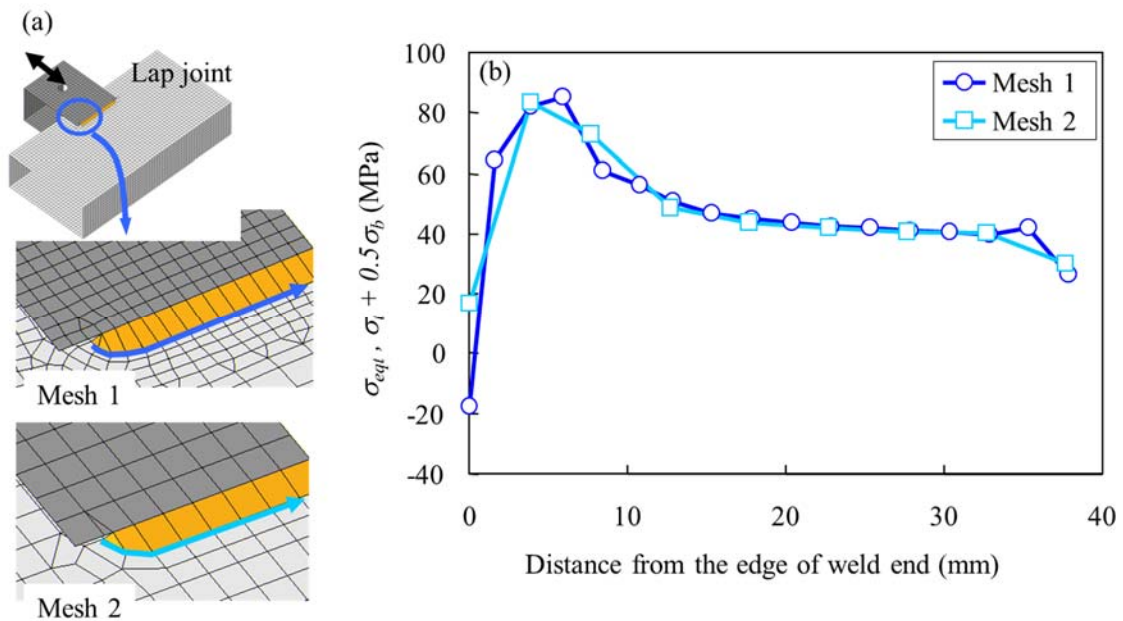


Fig. 4-9 Mesh size sensitivity. (a) FE models, (b) stress distribution on the weld toes of mesh1 model and mesh 2 model.

4.4 角コラム継手の疲労寿命予測

等価引張応力の有効性をさらに確認するため，SAE (Society of Automotive Engineers) Fatigue Design & Evaluation (FD&E) “fatigue challenge”[4-9]で実施された疲労試験データに対する疲労寿命予測を行うことにした．本予測は，図 4-8 に示した等価引張応力と疲労寿命の関係をマスターカーブとして用い，各種継手の構造解析で得られた応力を用いて等価引張応力を算出し，マスターカーブに照らし合せて疲労寿命を予測するものである．

4.4.1 実験方法

試験体は図 4-10 に示す 2 種類の矩形中空断面パイプからなる T 字継手である．それぞれのパイプは 101.6mm×101.6mm の正方形断面と 50.8mm×152.4mm の長方形断面となっていた．板厚と溶接部寸法は 7.9mm であった．材料は A13R-RC7 で降伏強度は約 345 MPa であった．荷重条件を図 4-11 に示す．最大 17.8kN の荷重が断面 101.6mm×101.6mm の鋼管端部に剛体板を通して与えられた．入力点は断面 101.6mm×101.6mm の鋼管の断面中央から 317.5mm 離れた位置であった．荷重は完全両振り（荷重比-1）であった．

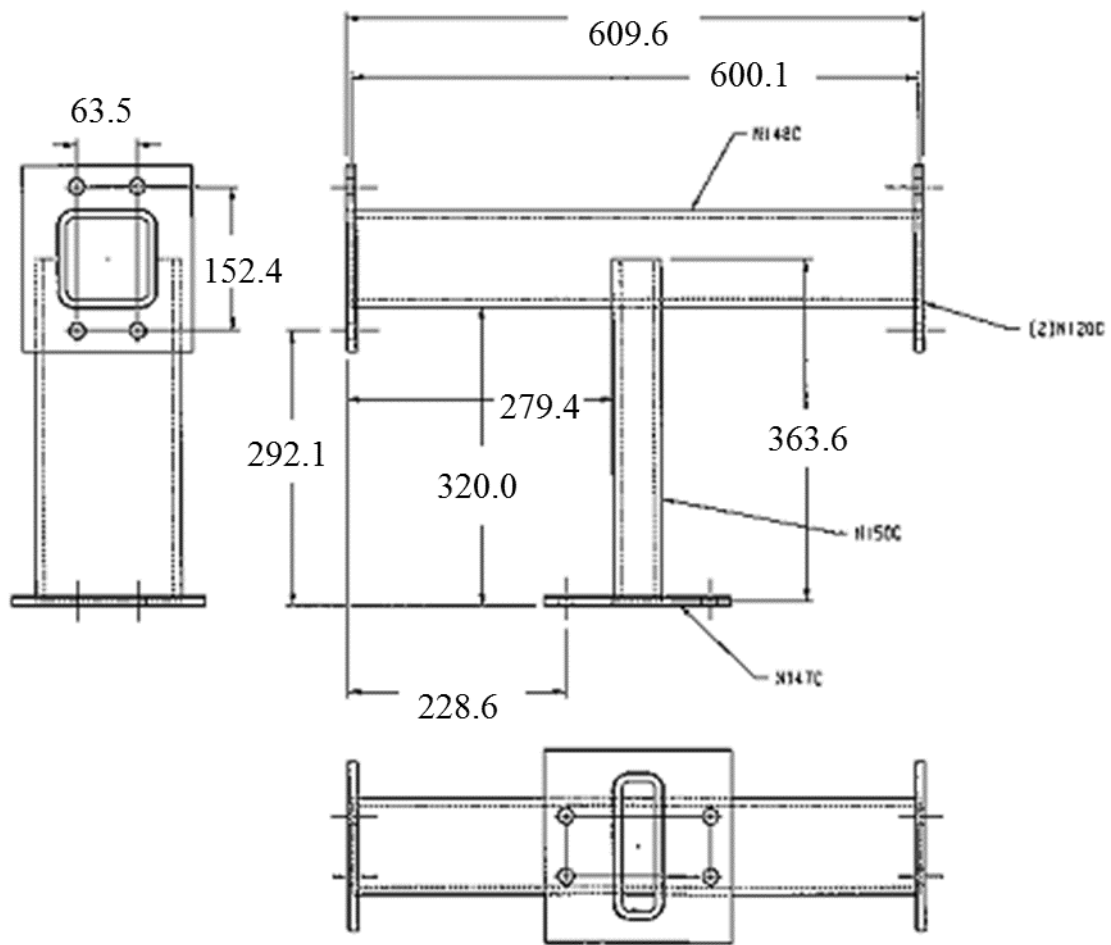


Fig. 4-10 Half-thru tube joint [4-9].

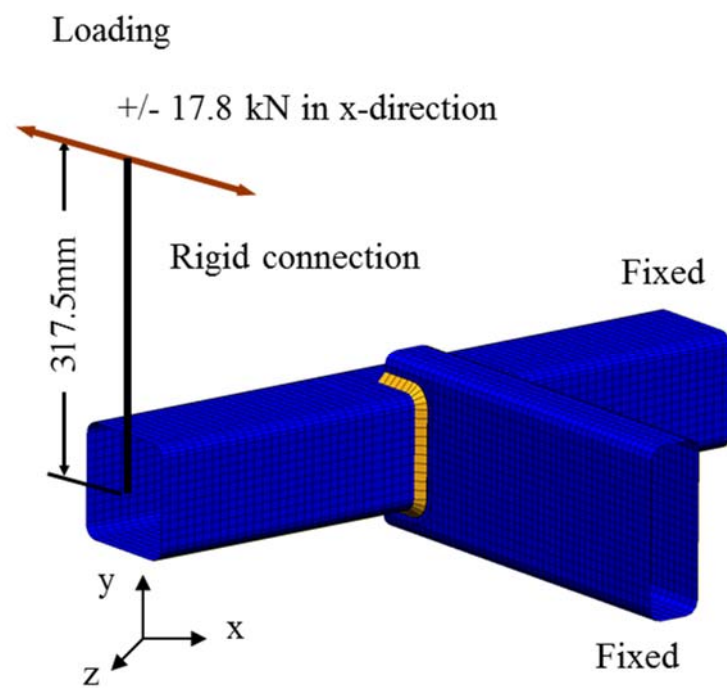


Fig. 4-11 FE model with loading and boundary conditions.

4.4.2 試験結果と等価引張応力による評価

図 4-12 に疲労試験結果を示す。疲労試験された 12 体のデータが確率分布紙にプロットされ平均寿命は約 7.5×10^4 サイクル、ばらつき範囲は約 3.0×10^3 から約 2.0×10^5 サイクルであった。き裂発生位置はすべての試験体において図中の試験体外観に示した長方形断面パイプ側の溶接コーナの止端部であった。

図 4-11 に示す有限要素モデルで弾性応力解析を行った。負荷は試験における最大荷重 17.8kN を付与した。溶接ビードに沿った等価引張応力の分布を図 4-13 に示す。応力が最大となる位置は溶接ビードのコーナ部であり、試験でのき裂発生位置とよく対応していた。図 4-14 に予測した等価引張応力範囲－寿命線図を示す。平均予測寿命は 3.62×10^4 サイクルであり、95%信頼区間の予測寿命範囲は 9.6×10^3 から 1.36×10^5 サイクルであった。予測寿命は試験結果に近い値となっていた。予測寿命が試験結果よりわずかに短めであった要因の一つとして、予測に使用したマスターS-N 線図は図 4-8 に示したように溶接止端部形状が最も厳しい溶接開始部でき裂が発生した試験から決定したことが挙げられる。

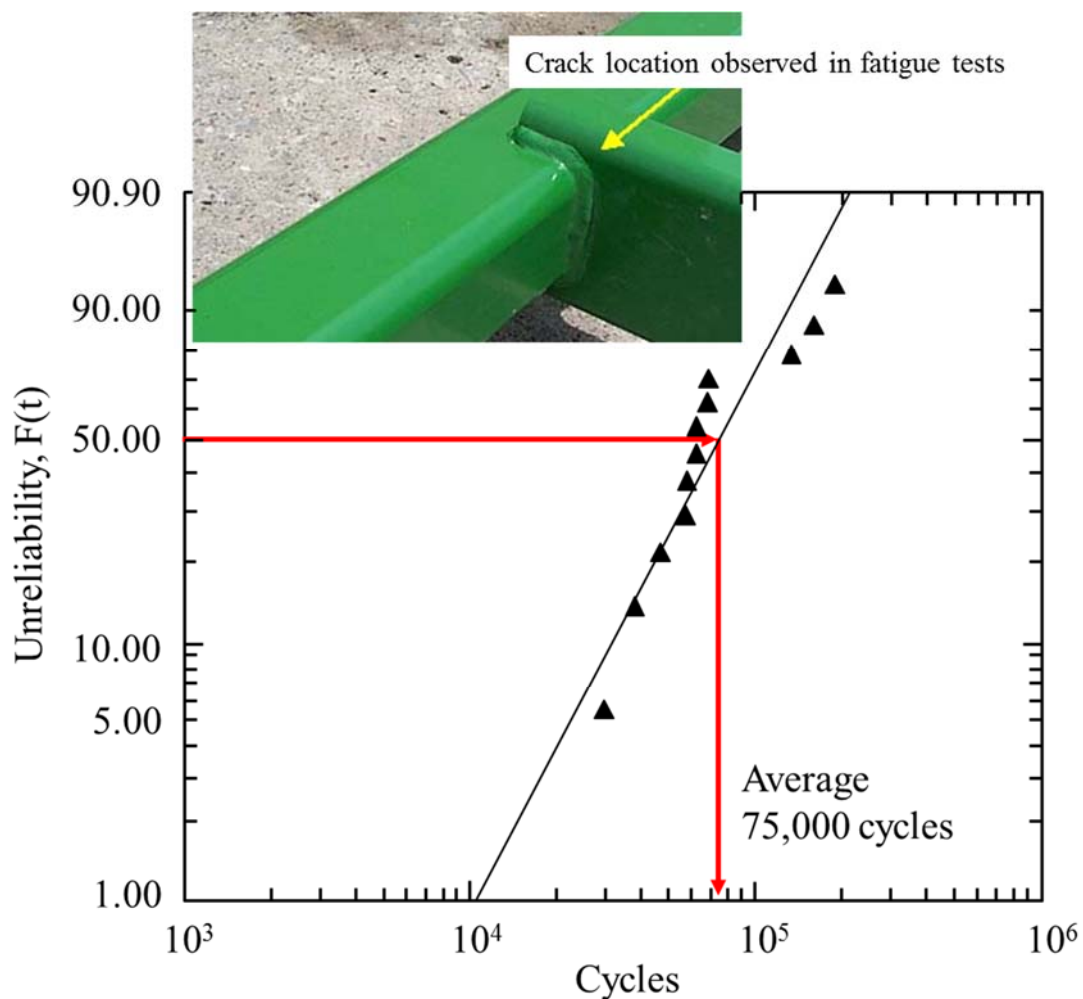


Fig. 4-12 Fatigue test results [4-9 より作成].

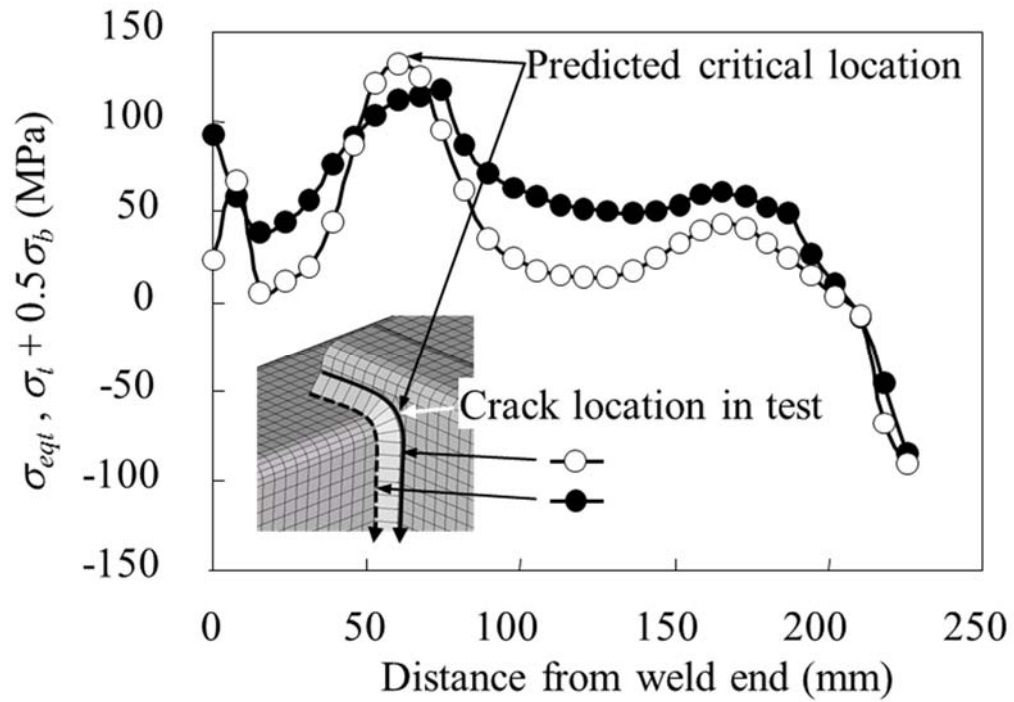


Fig. 4-13 Distribution of proposed structural stress along two welded lines of T-tube joint.

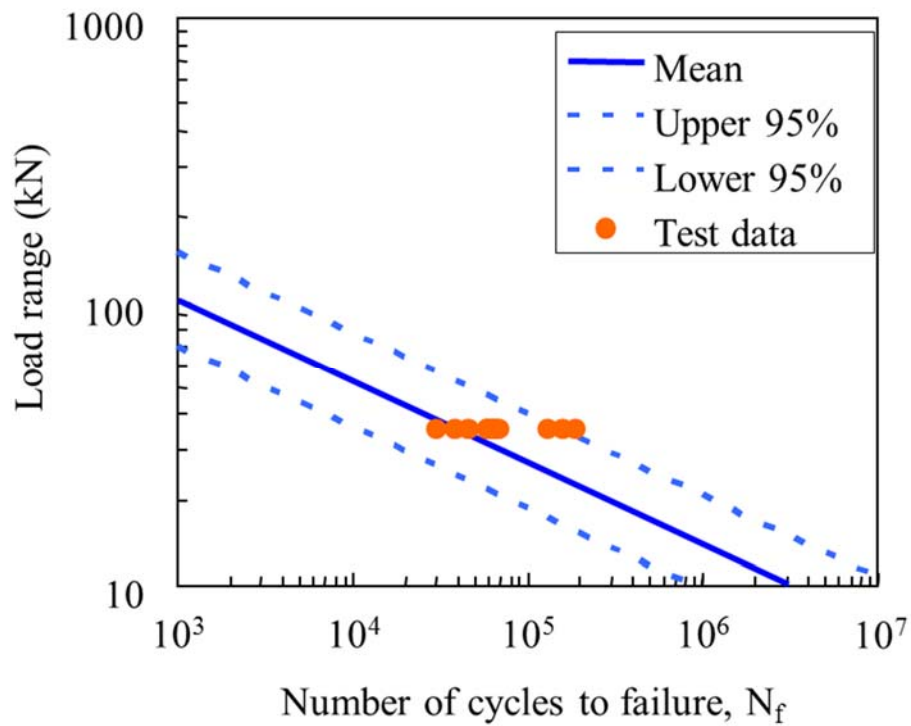


Fig. 4-14 Test results and fatigue life prediction curves.

4.5 予測精度に関する他の評価指標との比較

本研究で提案した評価指標での疲労寿命予測精度とこれまでに提案されている他の評価

指標による予測精度を比較することにした。

まず，4.4 節に示した角コラム継手について行われた他の手法での評価と比較する．比較手法は，均衡等価構造応力（Equilibrium-equivalent structural stress）[4-4]と呼ばれる評価指標を用いている（以後，開発者の呼び方に合わせて等価構造応力と呼ぶ）．この手法は，この角コラム継手の疲労評価に対して応募された 8 つの手法の中で SAE FD&E によって最優良予測と認められている[4-4]．評価指標は，式(4-6)および式(4-7)に示すとおりである．

$$S_s = \frac{\sigma_s}{t^{\frac{2-m}{2m}} \cdot I(r)^{\frac{1}{m}}} \quad (4-6)$$

$$I(r) = 0.294r^2 + 0.846r + 24.815 \quad (4-7)$$

ここで， S_s は等価構造応力， t は板厚(mm)， m はき裂進展線図の傾きで，ここでは $m=3.6$ ， $I(r)$ は荷重制御試験における荷重モード修正関数， r は曲げ比 $r=\sigma_b/(\sigma_m+\sigma_b)$ である．図 4-15 は，本研究による寿命予測線と疲労試験データを示した図 4-14 の上に文献[4-4]に示された

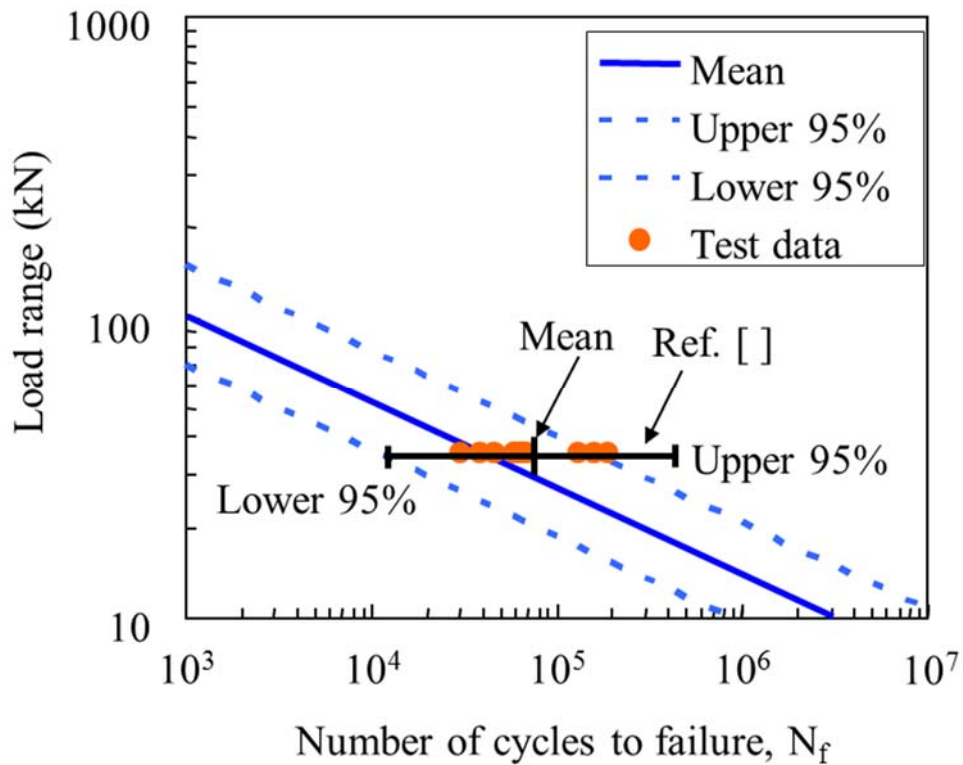


Fig. 4-15 Comparison of predicted fatigue live by this research approach and reference approach.

等価構造応力での予測結果を合わせて示したものである。等価構造応力による予測寿命は、平均 7.44×10^4 サイクル、95%信頼区間での予測範囲は 1.34×10^4 サイクルから 4.12×10^5 サイクルとなっていた。平均寿命は疲労試験で約 7.5×10^4 サイクル、本研究の等価引張応力による予測で 3.62×10^4 サイクル、文献[4-4]の等価構造応力による予測で 7.44×10^4 サイクルであったため、文献[4-4]の等価構造応力で予測された寿命の方がわずかながら疲労試験結果に近い値となっていた。また、95%信頼区間は文献[4-4]で示された範囲の方が広がっていた。これは、文献[4-4]の等価構造応力は ASME Div. II 向けに提案したマスターS-N 線図[4-10]であり、マスター線図の作成に使用した実験データのばらつきが大きかったためと推定される。

つぎに、4.3 節で使用した自動車技術会・疲労信頼性部門委員会の疲労試験データを上述の等価構造応力で整理した結果[4-11]が報告されていたため、本研究の等価引張応力で整理した結果と比較した。図 4-16 に比較結果を示す。図中には 2 つの S-N 関係図が示されており、上側の S-N 関係図は本研究で提案した等価引張応力範囲 $\Delta\sigma_{eqt}$ を縦軸にして整理した結果であり、下側の S-N 線図は文献[4-11]で報告された等価構造応力振幅を縦軸にして整理された結果である。縦軸の評価指標は異なるが横軸の寿命をそろえて示している。上側の等価引張応力範囲 $\Delta\sigma_{eqt}$ で整理したときにみられた疲労寿命範囲は下側の等価構造応力振幅で整理したときに見られた疲労寿命範囲と同等以内に収まっていた。この結果と上述の図 4-15 に示した比較結果から、本研究で提案した等価引張構造応力による疲労寿命予測は非常にシンプルな評価式ではあるが、等価構造応力による予測と同等な精度が得られていると考えられる。

本研究で提案する等価引張応力とすでに報告されている等価構造応力は同程度に実験データをまとめることができた。しかしながら、図 4-16 に示すようにマスターS-N 線図における疲労寿命のばらつきには、実際の溶接継手における溶接止端部形状の影響が反映されており、このことを考慮することが更に高精度な疲労寿命予測を行うためには必要となってくる。次章では、疲労試験片での詳細な調査を通して、アーク溶接部の疲労寿命に及ぼす溶接止端部形状の影響について議論する。

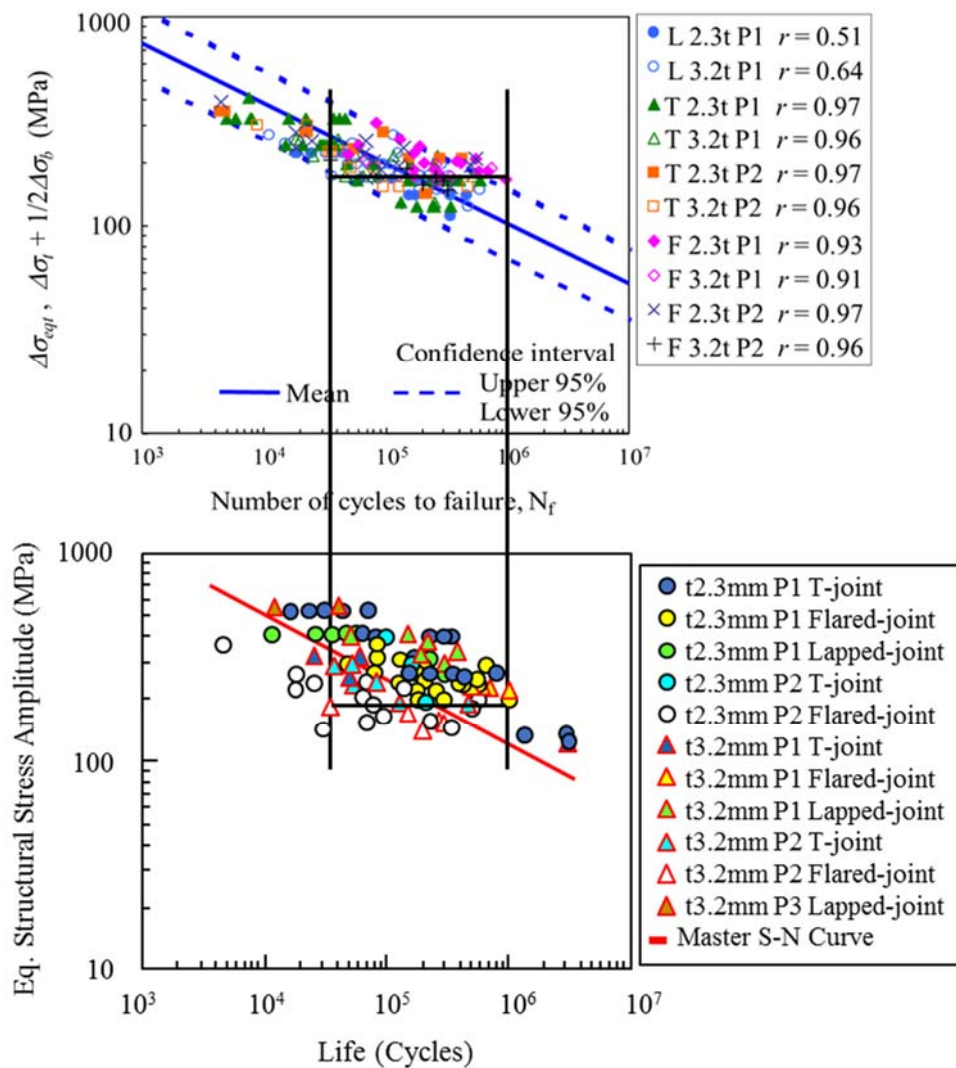


Fig. 4-16 Comparison of predicted fatigue live by this research approach and reference approach [4-11].

4.6 まとめ

アーク溶接継手部の疲労寿命を予測するための新たな評価指標を検討し、予測精度を調査した結果、以下の結論を得た。

- (1) 応力解析で得られた溶接ビード止端部位置におけるシェル要素の表裏面の応力から算出された引張応力と曲げ応力の和である従来の構造応力で疲労試験結果を整理すると、曲げ比（引張応力と曲げ応力の和に対する曲げ応力の比）の違いによるデータのばらつきが生じた。
- (2) 疲労き裂進展に対して曲げ応力の $1/2$ が引張応力と等価であることから、曲げ応力の $1/2$ と引張応力の和からなる等価引張応力を評価指標とすると(1)に述べた曲げ比が大きく異なる場合でも統一的に疲労評価が可能となった。

- (3) 等価引張応力を用いて角コラム継手の疲労寿命予測を行ったところ，良好な予測結果が得られた．
- (4) 本研究で提案した等価引張応力と予測精度が高いといわれている等価構造応力について疲労寿命予測精度を比較した結果，本提案手法は比較手法に比べてシンプルな評価式ではあるが，同程度の予測精度が得られることがわかった．
- (5) 本提案手法は粗い要素寸法の有限要素モデルで使え，評価指標もシンプルであるため，評価する溶接部が広範囲となる実構造体の疲労評価に対して有効な評価手法になると考えられる．

第4章 参考文献

- [4-1] 近藤正恒. 溶接・溶接技術の適用(自動車), 溶接学会誌. 2010, Vol.79, No.8, pp.42-51.
- [4-2] Mikael Fermér, Magnus Andréasson, Björn Frodin. Fatigue Life Prediction of MAG-Welded Thin-Sheet Structures. SAE Technical paper series 982311 (1998).
- [4-3] Pingsha Dong. A structural stress definition and numerical implementation for fatigue analysis of welded joints. International Journal of Fatigue. 2001, 23, pp.865-876.
- [4-4] Hiroko Kyuba, Pingsha Dong. Equilibrium-equivalent structural stress approach to fatigue analysis of a rectangular hollow section joint. International Journal of Fatigue. 2005, 27, pp.85-94.
- [4-5] Volker B. Koettgen, Frank Zingsheim, Michael Hack, Michael Speckert. A New Approach for Numerical Fatigue Life Prediction of Parts or Systems with Seam Welds. JSAE 20037046, SAE 2003-01-2772 (2003).
- [4-6] 丸尾, 向, 遠山, 赤崎, 飯塚, 大窪, 塩崎, 竹内, 牧野, 山本, 渡辺. 自動車のアーク溶接構造物の疲労特性, No.06-00 JSAE シンポジウムテキスト 20004247 pp.50-57.
- [4-7] F. Erdogan, R. Roberts. A Comparative Study of Crack Propagation in Plates under Extension and Bending. Proc. 1st Int. Conf. Fract., Sendai, 1 (1966), pp.341-362.
- [4-8] 川原正言, 栗原正好. 表面き裂の疲労による伝播成長過程に関する予備的考察. 日本造船学会論文集. 1975, 第 137 号, pp. 297-306.
- [4-9] SAE FD&E Committee communication. Weld Challenge, April 2003
- [4-10] Dong P, Hong JK, Osage D, Prager M.. Mater S-N Curve method for fatigue evaluation of welded components, Welding Research Council Bulletin, 474, August 2002.
- [4-11] 津田徹, 窪田登志雄, 大木伸一郎. 等価構造応力によるマスターS-N線図を用いた溶接継手の疲労寿命評価シミュレーション. 日本材料学会 高温強度・破壊力学合同シンポジウム 講演論文集 平成 23 年 11 月 pp.141-145.
- [4-12] A. Hobbacher. Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components. International Institute of Welding, doc. XIII-2151r4-07/XV-1254r4-07. Paris, France, October 2008.

第5章 溶接部の疲労特性に及ぼす溶接止端部形状の影響と疲労寿命予測精度

5.1 はじめに

第4章で検討したアーク溶接部の疲労寿命予測手法は、溶接止端部の形状による応力集中を含まない構造応力を評価指標としていたが、実際の溶接継手では溶接止端部形状は疲労寿命に影響を及ぼす重要な要因である。アーク溶接継手の疲労特性に及ぼす溶接止端部形状の影響については大型構造物に使用されている厚鋼板の溶接継手で多くの調査がなされて指摘されている[例えば、5-1,5-2]。

しかし、超高強度鋼板に関する研究は少なく[5-3,5-4]、疲労寿命予測の対象材料になっていない。そこで、本章では、980 MPa 級熱延超高強度鋼板の疲労特性に及ぼす溶接止端部形状の影響を明らかにするため、アーク溶接したままの継手のほかに、アーク溶接した継手の溶接止端部位置を機械的に研削した継手も準備して調査した。このとき、シャシー部品に広く採用されている 440 MPa 級熱延鋼板を比較材とした。さらに、破壊力学に基づいた疲労寿命予測を行い、疲労寿命に及ぼす微視的な溶接止端部形状の影響について議論した。

5.2 実験方法

5.2.1 供試材と試験片

実験には板厚 2.9mm の引張強さ 440 MPa 級（以後、440FP と呼ぶ）および 980 MPa 級（以後、980B と呼ぶ）熱延鋼板を使用した。化学成分を表 5-1 に示す。440FP と 980B の降伏強度はそれぞれ 388 MPa と 860 MPa であった。440FP の降伏強度は引張試験で得られた応力-ひずみ線図での上降伏点であり、980B の引張試験で得られた応力-ひずみ線図は連続降伏タイプであったため降伏応力は 0.2% 耐力とした。また、引張強さは 440FP で 453 MPa、980B で 988 MPa であった。

重ね隅肉溶接継手は 300mm×140mm の鋼板 2 枚を用い、300mm 長さの端部を重ね代 5mm で重ね、上板の端部をアーク溶接して作製した。溶接には直径 1.2mm の 780 MPa 級鋼板用の溶接ワイヤを用いた。表 5-2 に溶接ワイヤの化学成分を示す。溶接電流、電圧、速度およ

Table 5-1 Chemical composition of hot-rolled steels with tensile strength grade of 440 MPa and 980 MPa (wt %).

Grade	C	Si	Mn	P	S	Others
440FP	0.055	0.02	1.35	0.011	0.001	-
980B	0.06	0.71	1.80	0.01	0.001	Cr, Ti, B

C	Si	Mn	P	S	Others
0.05	0.51	1.37	0.01	0.002	Ni, Cr, Mo, Cu

図 5-1 に疲労試験形状を示す．溶接ビードは試験片の中央に位置するように設定した．溶接まま試験片に加えて，溶接止端部をそれぞれ先端半径 0.5mm，1.0mm および 1.5mm のエンドミルで研削した継手も準備した．図 5-2(a)-(h)に溶接まま継手と止端部を研削した継手の断面を示す．すべての試験片について研削した溝深さは 0.15mm とした．止端部研削半径 1.5mm の試験片については，試験片上板の溶接止端部で疲労き裂が発生することを回避するため，その位置を注意深く研削した．溶接まま継手の疲労特性に及ぼす溶接残留応力の影響を調査するため，980B の 4 本の試験片について 773K で 1 時間加熱した後に室温で冷却する熱処理を施した．熱処理後，試験片に生成した酸化皮膜は酸洗して除去した．

溶接まま継手と後熱処理した継手の溶接止端部から 0.5mm 位置の鋼板表面における残留応力を $\sin^2\psi$ 法に基づいた X 線回折法で測定した[5-5]. 測定した残留応力の方向は試験片の長手方向とした. 応力測定には位置精度が高い PSPC(Position Sensitive Proportional Counter)付き微小応力測定装置 (Rigaku AutoMATE) を用いて側傾法により行った. コリメータ直径



は 0.5mm とし、X 線応力定数には-317.9 MPa/deg.[3-4]を用いた。

溶接まま継手試験片を長手方向に切断して得た断面で溶接止端部近傍の硬さをビッカース硬度計により測定した。試験片断面は金属組織を現出させるためにピクリン酸腐食液を用いた。硬さ測定位置は試験片表面から 0.1mm とし、硬さ測定荷重は 0.98N とした。

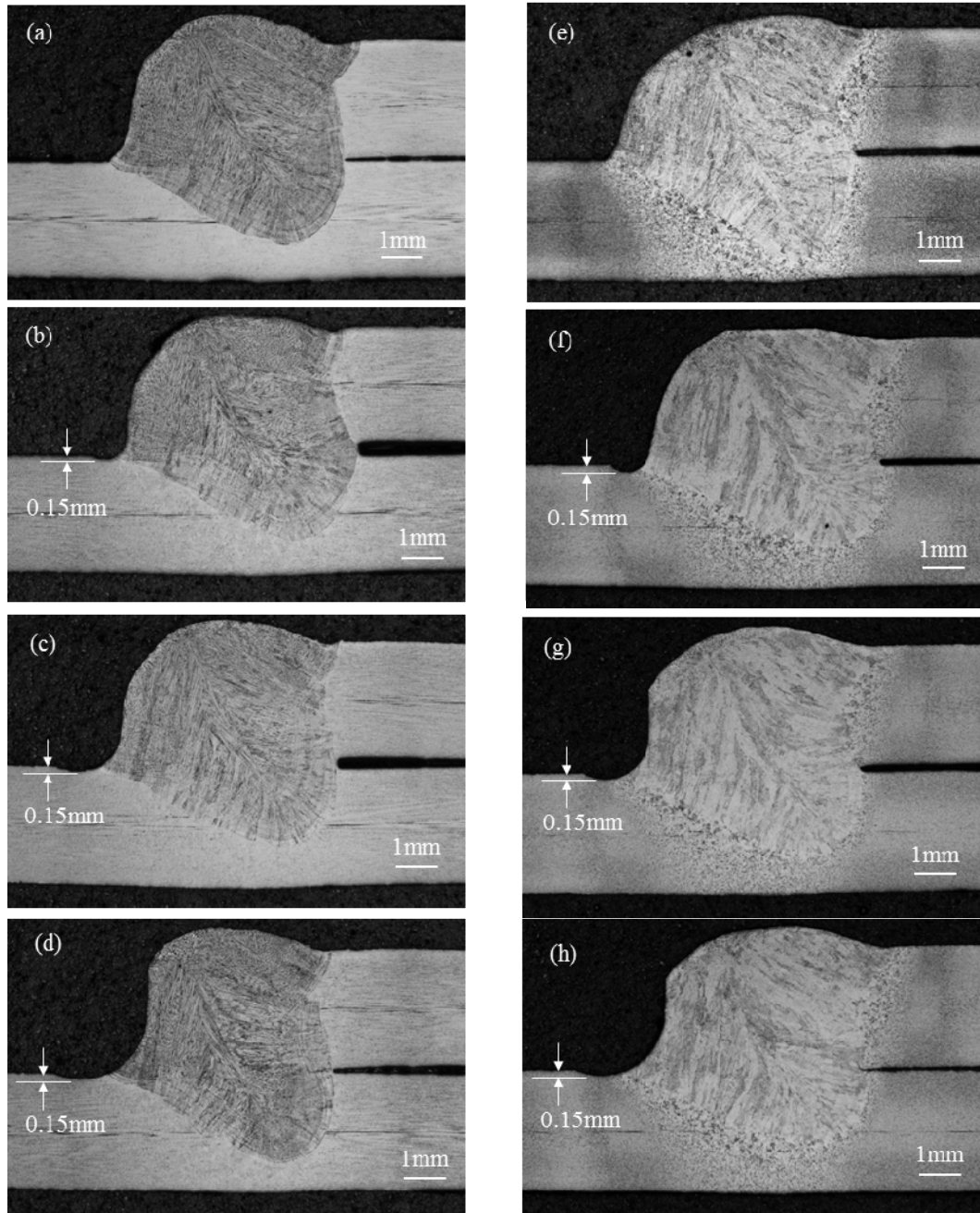


Fig. 5-2 Cross-sections around weld toes of as-welded joint and toe machined welded joints. (a) As-welded joint of 440FP, (b) toe machined welded joint of 440FP with toe radius of 0.5 mm, (c) toe machined welded joint of 440FP with toe radius of 1.0 mm, (d) toe machined welded joint of 440FP with toe radius of 1.5 mm, (e) As-welded joint of 980B, (f) toe machined welded joint of 980B with toe radius of 0.5 mm, (g) toe machined welded joint of 980B with toe radius of 1.0 mm, (h) toe machined welded joint of 980B with toe radius of 1.5 mm.

5.2.3 疲労試験

油圧サーボ試験機を用いて 4 点曲げ疲労試験を行った。試験は荷重制御とし、応力比 0, 繰返し周波数 10~14Hz, 室温大気中で実施した。疲労試験方法を図 5-3 に示す。試験打ち切りは, 試験中の最大荷重時の試験機ヘッド位置から 0.5mm 変位した時点, または試験繰返し数が 3×10^6 サイクルに到達した時とした。上述の一定振幅疲労試験に加えて, 疲労き裂進展形状を明らかにするため 2 種類の片振り繰返し荷重からなる荷重ブロックを用いたビーチマーク試験も実施した。2 種類の繰返し荷重では最大荷重を同一とし, 最小荷重を変化させた。

疲労試験後, 試験片表面, 腐食した断面および疲労破面をマイクロ스코プと走査型電子顕微鏡で観察した。疲労試験後, 疲労破面を観察するために, 試験片を液体窒素で冷却して破断させた。 3×10^6 サイクル未満の疲労試験データは, $\log N = a_0 - a_1 \log \Delta \sigma_n$ 型の線形式にフィッティングした。溶接まま継手試験片の公称応力範囲は試験片の板厚と幅を用いて算出した。溶接止端部を研削した試験片の公称応力範囲は機械研削した溝底部での板厚と幅を用いて算出した。

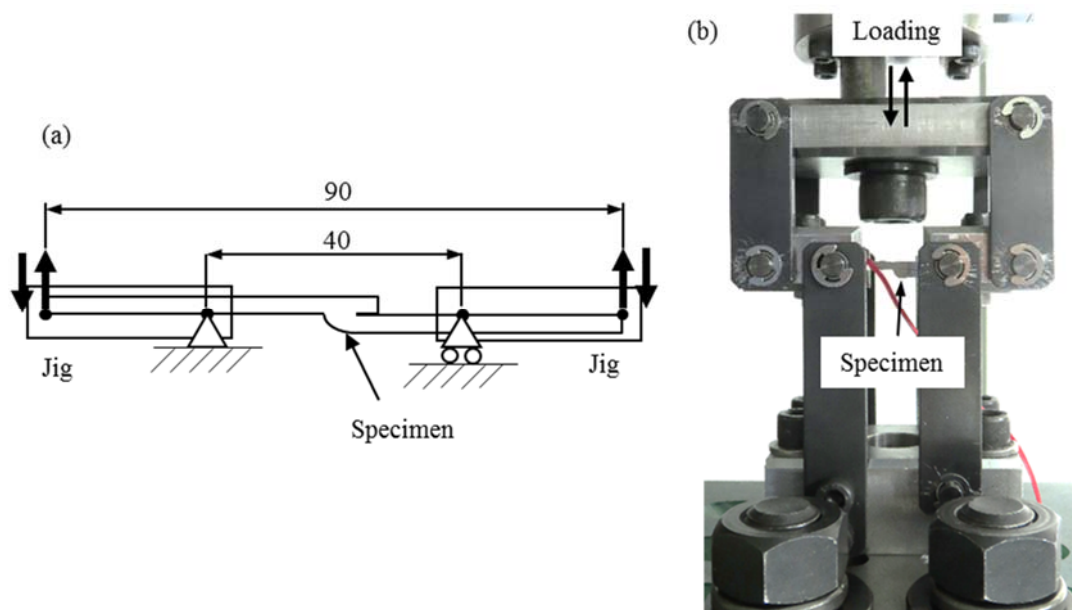


Fig. 5-3 Four point bending fatigue test. (a) Schematic geometry, (b) appearance of set up.

5.2.4 ひずみ制御試験

供試材料の繰返し応力-ひずみカーブを得るために, 油圧サーボ試験機を用いてひずみ制御両振り試験を室温大気中で行った。試験片形状を図 5-4 に示す。980B の試験片では,

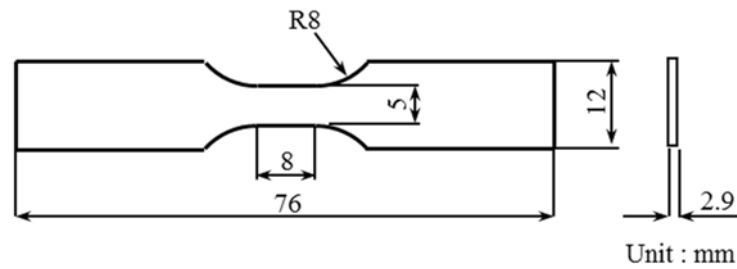


Fig. 5-4 Geometry of specimen used for full reversed strain controlled test.

文献[5-6]を参考にして **Multiple step** 試験を実施した．この試験では，同一の全ひずみ振幅を 30 サイクル付与し，その後，全ひずみ振幅を 5×10^{-4} だけ高くして，再び 30 サイクル付与することを繰り返した．この方法を，全ひずみ振幅が 3.5×10^{-3} に到達するまで続けた．その後，全ひずみ振幅は 10^{-3} ずつ全ひずみが 9×10^{-3} になるまで行った．**Multiple step** 試験のひずみ速度は 10^{-3} s^{-1} とした．440FP の試験片では，種々のひずみ振幅でひずみ制御疲労試験を行った．疲労寿命の半分の寿命における繰返し応力－ひずみカーブを評価した．

5.3 実験結果

5.3.1 疲労特性

図 5-5 に 440FP と 980B の溶接継手の疲労強度を比べて示す．図 5-5(a)に示すように，440FP と 980B の溶接まま継手の疲労強度は同等であった．つまり，溶接まま継手では鋼板強度に依存しない結果となった．この結果は，一般に報告されている結果と同様であった．一方，溶接止端部を研削した 980B の継手の疲労強度は 440FP の継手疲労強度に比べて大幅に高くなった．図 5-5(b)に示すように，止端部の研削半径が 0.5mm と小さい場合でも，980B の継手の疲労強度は 440FP の継手の疲労強度に比べて明確に高くなっていた．止端部の研削半径が 1.0mm と 1.5mm になると，図 5-5(c)と(d)に示すように，さらに 980B と 440FP の違いが大きくなっていった．また，止端部を研削した 980B 継手の S-N 線図の傾きは 440FP の場合に比べて緩やかであった．特に，止端部研削半径が 1.0mm と 1.5mm の継手において顕著であった．

5.3.2 疲労き裂発生および進展

溶接まま継手における疲労き裂発生位置は，980B の継手の場合，溶接金属のリップルパターンに沿って観察された．リップルとは溶融して揺らいでいる溶接金属が微小な波目状の表面凹凸を残しながら凝固したために形成されたものである．図 5-6(a)は 980B において疲労試験後の溶接まま継手の表面で観察されたき裂の例である．き裂は溶接止端部近傍の溶

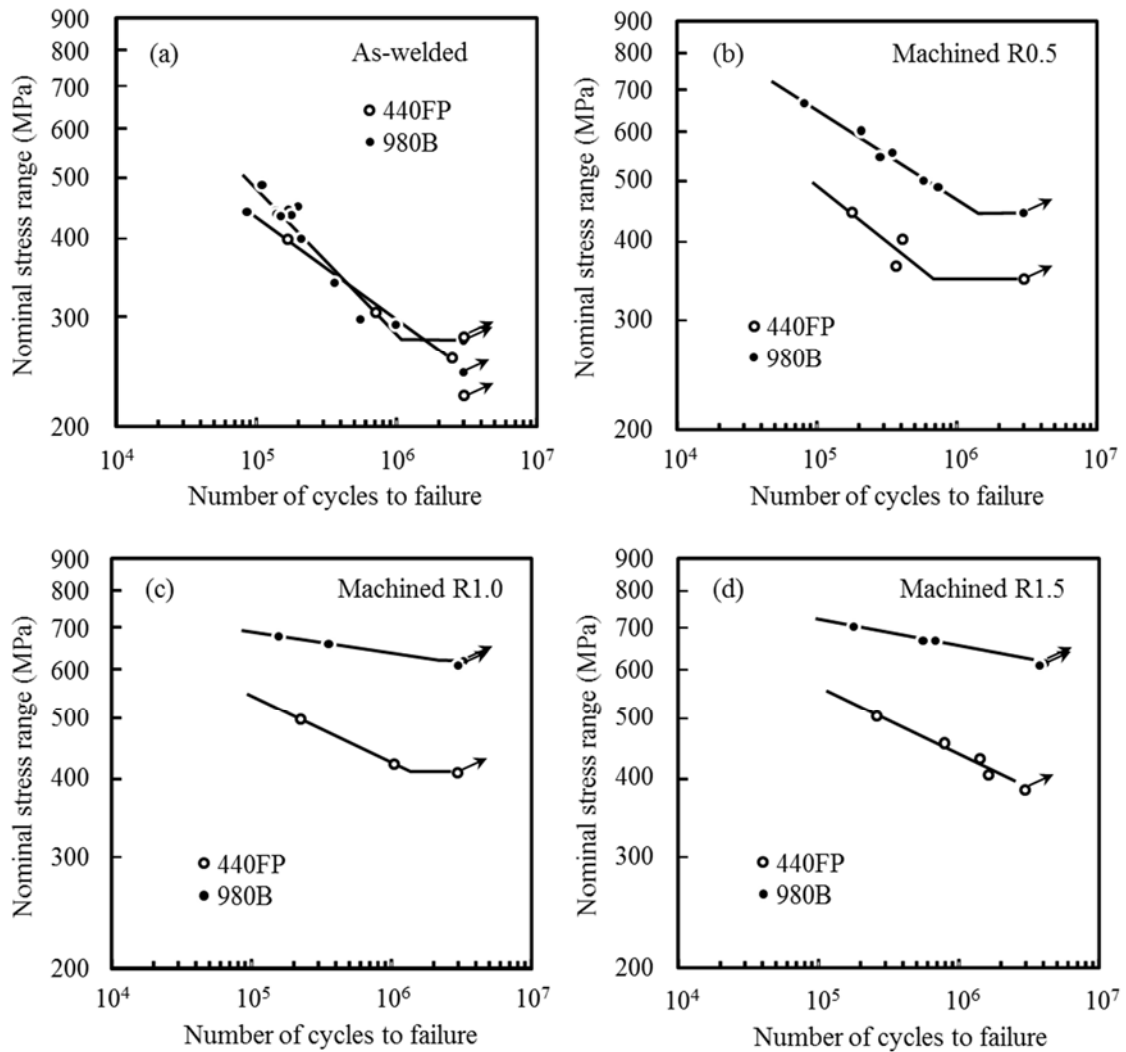


Fig. 5-5 Comparison of fatigue performances of welded 440 MPa grade steel joints and welded 980 MPa grade steel joints. (a) As-welded joints, (b) toe machined welded joints with radius of 0.5 mm, (c) toe machined welded joints with radius of 1.0 mm, (d) toe machined welded joints with radius of 1.5 mm.

接金属のリップルに沿って生じていた．この試験片の表面近傍の断面観察から，図 5-6(b)に示すように，き裂はリップルパタンの底から生じ，継手鋼板の裏面側に向かって進展したことがわかる．一方，980B で止端部を研削した継手の場合，図 5-6(c)に示す研削半径 1.5mm の継手のように，研削した溝部にき裂が観察された．440FP の溶接まま継手の場合，2 つのタイプのき裂発生位置がみられた．一つは，980B と同様に溶接金属のリップルパタンに沿った場合であり，もう一方は，溶接金属と熱影響部(HAZ)の境界の場合であった．それらを図 5-7(a)と(b)に示す．図 5-7(a)に示す溶接金属のリップルパタンに沿った場合には，応力集中部となるリップル底からき裂が発生していた．また，図 5-7(b)に示す溶接金属と HAZ の境界がき裂発生位置であった場合には，溶接止端部近傍の溶接金属表面のリップルの凹凸

が図 5-7(a)ほど大きくなかった。溶接止端部を研削した継手では、すべての研削半径において、図 5-6(c)に示した 980B の止端部研削継手と同様に、き裂は研削した溝の表面から発生していた。

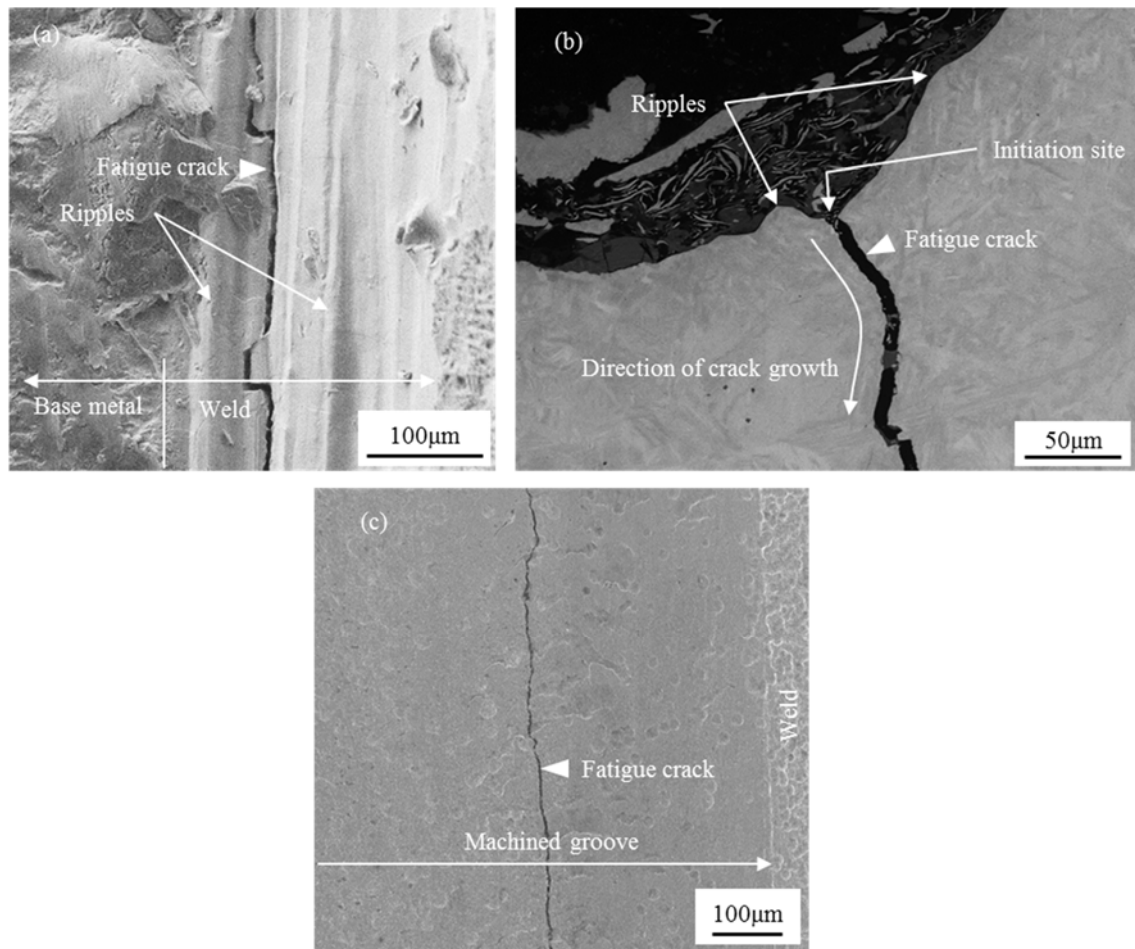


Fig. 5-6 Fatigue cracks of 980B welded joint specimens after fatigue testing. (a) Appearance at the specimen surface of the as-welded joint, (b) the cross-section of the as-welded joint, (c) appearance at the specimen surface of the toe machined welded joint with toe radius of 1.5mm.

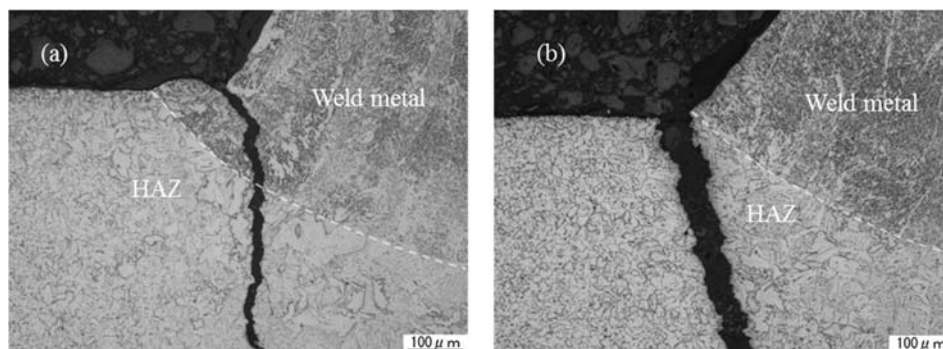


Fig. 5-7 Cross-sections of 440FP as-welded joint specimens after fatigue testing. (a) Fatigue crack initiated from the weld metal, (b) fatigue crack initiated from the boundary of the weld metal and HAZ.

図 5-8 に 980B の溶接まま継手と止端部を研削した継手の断面で観察されたき裂経路の全体を示す。溶接まま継手では、図 5-6(b)に示すように、初期のき裂進展方向はリップルパタンの底面に対して垂直方向であったが、図 5-8(a)に示すように、次第に板厚方向に変化していった。止端部を研削した継手では、図 5-8(b)に示すように、き裂は研削した溝の表面から発生した後に板厚方向に向かって進展していた。

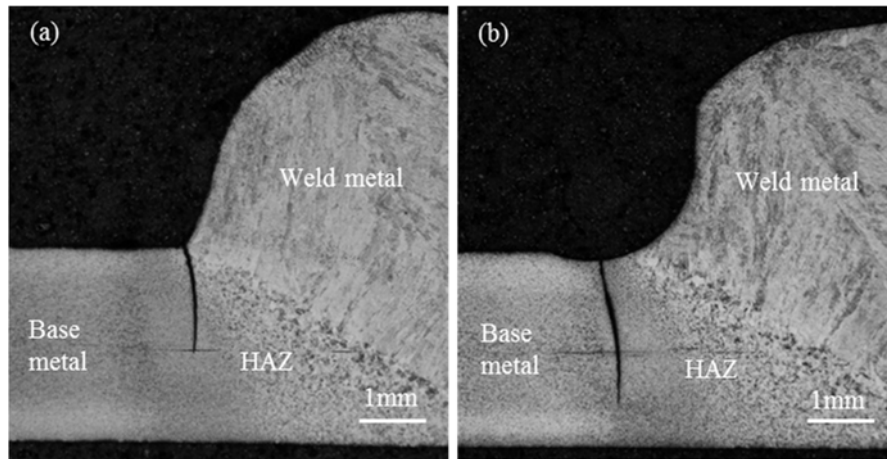


Fig. 5-8 Cross-sections of 980B welded specimens after fatigue testing. (a) as-welded joint, (b) toe machined joint with radius of 1.5mm.

溶接まま継手と止端部を研削した継手のき裂進展過程を比較するため、図 5-9 に示すように、溶接継手の疲労破面のビーチマークを観察した。図 5-9(a)と(e)に示したように、溶接まま継手のビーチマークは試験片幅方向への進展が試験片板厚方向への進展より顕著に大きいという特徴がみられた。このことは、溶接まま継手においては溶接止端部から発生したき裂の結合がき裂進展初期に生じていたことを意味している。止端部を半径 0.5mm で研削した継手では、図 5-9(b)と(f)に示すように、いくつかのき裂が研削表面から独立して生じたことを示すビーチマークが研削表面と深さ約 0.5mm の間で観察された。止端部を半径 1.0mm と 1.5mm で研削した継手では、図 5-9(c), (d), (g)および(h)に示すように、いくつかの独立したき裂が研削表面から生じていたことを示すビーチマークが止端部を半径 0.5mm で研削した継手より明瞭に観察された。

440FP と 980B の溶接まま継手および止端部を研削した継手におけるき裂深さ a の増加に伴うき裂のアスペクト比 a/c の変化 (c : き裂表面長さの半分) を図 5-10 に示す。すべての継手において、き裂深さが約 0.5mm に達するまでき裂のアスペクト比は急激に小さくなり、その後、わずかに増加した。き裂のアスペクト比の急激な減少は表面き裂長さの急激な増加に従い、このことは初期段階き裂の結合によるものである。本研究では平面曲げ疲労試験を実施したため、試験片での応力勾配が板厚方向に大きく、この大きな応力勾配が試験片表面

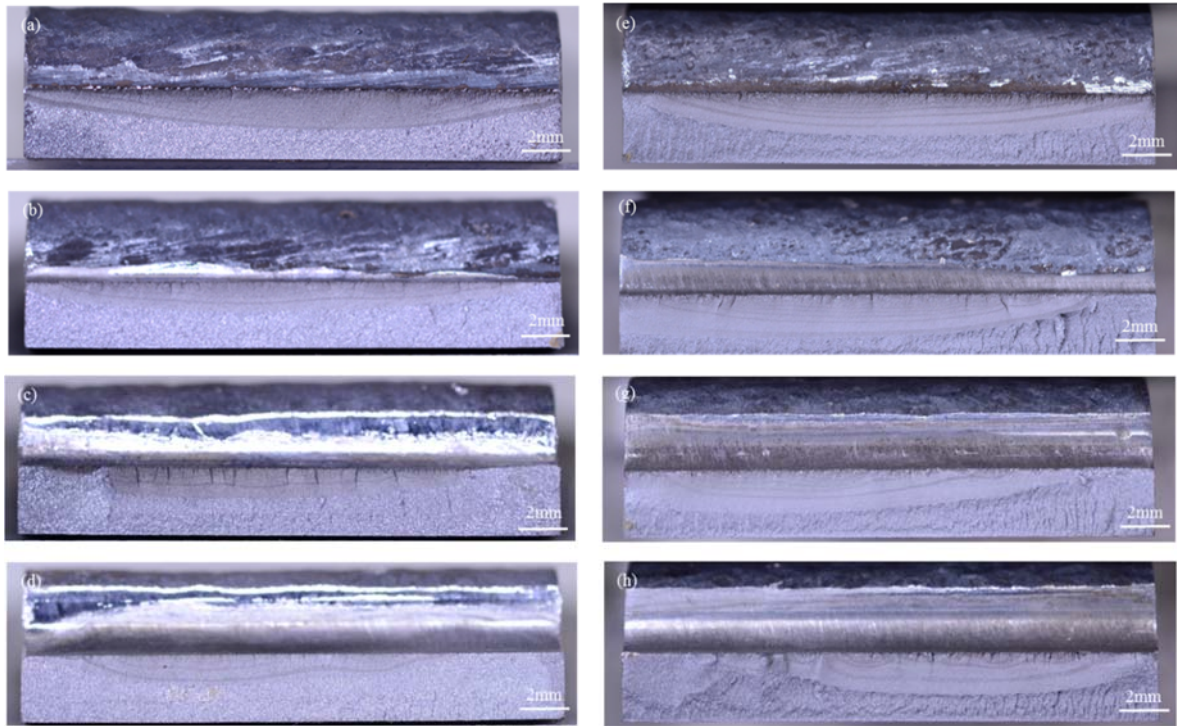


Fig. 5-9 Beach marks on fracture surfaces. (a) As-welded 440FP joint, (b) toe machined welded 440FP joint with toe radius of 0.5 mm, (c) toe machined welded 440FP joint with toe radius of 1.0 mm, (d) toe machined welded 440FP joint with toe radius of 1.5 mm, (e) As-welded 980B joint, (f) toe machined welded 980B joint with toe radius of 0.5 mm, (g) toe machined welded 980B joint with toe radius of 1.0 mm, (h) toe machined welded 980B joint with toe radius of 1.5 mm.

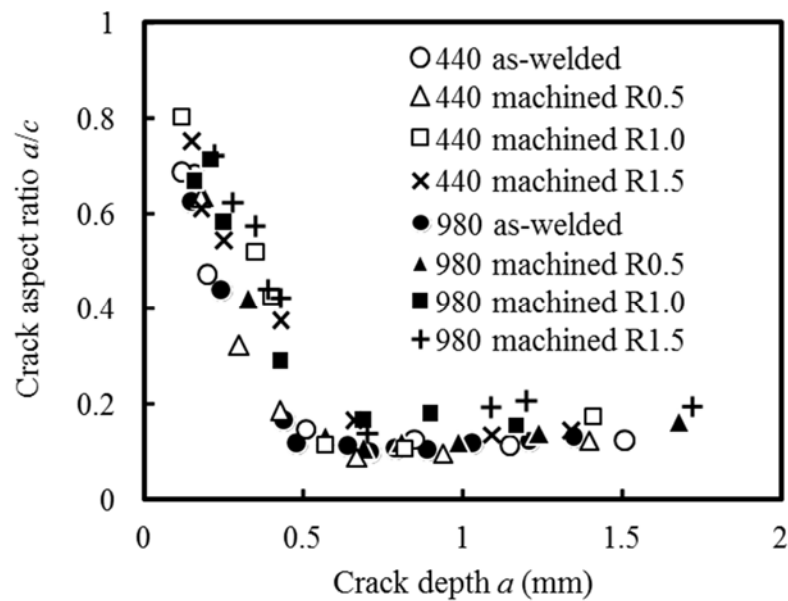


Fig. 5-10 Evolutions of crack aspect ratios a/c in as-welded joints and toe machined welded joints.

でのき裂進展を助長した．さらに，き裂深さとき裂アスペクト比の関係を再度，止端部形状ごとにまとめ直すと，図 5-11 に示すように，鋼板強度が異なってもき裂の成長パターンはほとんど同様の傾向を示すことがわかった．後で述べるように，溶接継手のき裂進展寿命を計算するため，図 5-11 のプロットにカーブフィットした．

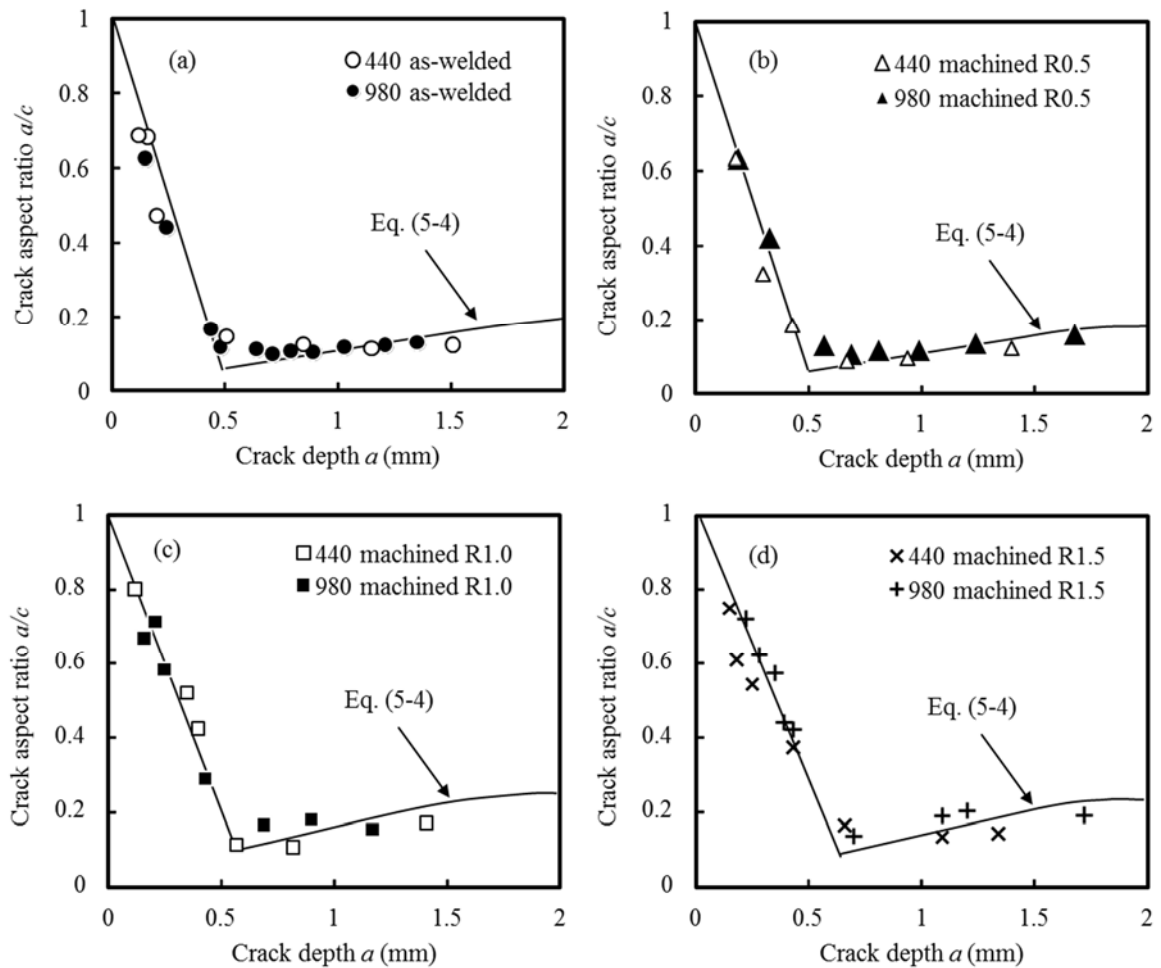


Fig. 5-11 Evolutions of crack aspect ratios a/c in 440 MPa and 980 MPa grade steel welded joints. (a) As-welded joints, (b) toe machined joints with radius of 0.5 mm, (c) toe machined joints with radius of 1.0 mm, (d) toe machined joints with radius of 1.5 mm.

5.3.3 残留応力の影響

980B の溶接まま継手と熱処理した溶接継手の残留応力分布を図 5-12 に示す．引張残留応力が溶接まま継手の止端部近傍に発生していた．最大引張応力は溶接止端部から 2.5mm 付近に生じていた．溶接止端部に最も近い位置の応力は引張応力で 25 MPa から 60 MPa であった．この引張残留応力は 773K で 1 時間の熱処理により低減した．溶接止端部の 1.5mm から 2.5mm における高い引張残留応力は大幅に低減したが，溶接止端部に最も近い位置の引

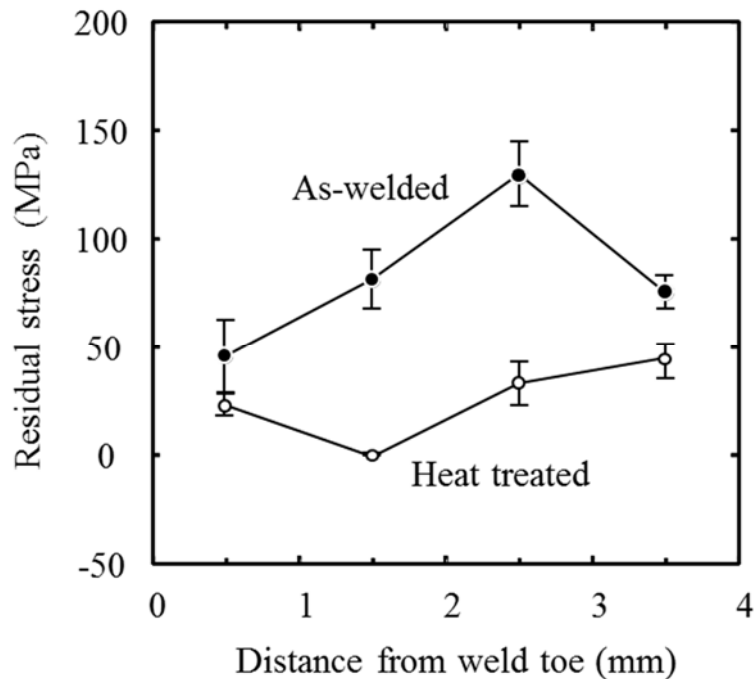


Fig. 5-12 Residual stress distribution of as-welded joint and heat-treated welded joint.

張残留応力の低減はわずかであった。その理由は、止端部に最も近い位置での引張残留応力は溶接まま継手の状態ですでに低かったためと考えられる。溶接ままの状態では溶接止端部の残留応力が低かった理由として、鋼板強度と溶接ワイヤはともに高強度化しているため化学成分中の焼き入れ元素が高まり、溶接金属でのマルテンサイト変態が増え、その結果、溶接金属が冷却するときの収縮量の低減が考えられる。

図 5-13 は 980B における溶接まま継手と熱処理した継手の疲労特性を示している。熱処理した溶接継手の疲労データはほぼ溶接まま継手のプロット上にあった。したがって、本研究での疲労試験片における溶接残留応力の影響は考慮する必要はないと判断した。

5.4 溶接まま継手と機械研削継手の破壊力学的アプローチによる疲労寿命予測

溶接まま継手と止端部を研削した継手の疲労寿命予測を破壊力学的アプローチにより行った。計算手法は第 3 章の加工孔付き試験片にたいして行った手法と同様である。すなわち、溶接継手の表面き裂に対する応力拡大係数は、溶接継手に生じた板厚方向の応力分布が与えられた平板内の表面き裂に対する応力拡大係数を計算することで求めた[5-7]。板厚方向の応力分布下における表面き裂の応力拡大係数は、次の 3 つの応力拡大係数を用いて近似した。一つ目は線形化された応力分布下の表面き裂に対する応力拡大係数、二つ目は溶接継手に生じた応力集中場にある片側貫通き裂の応力拡大係数、そして三つ目は一様引張と

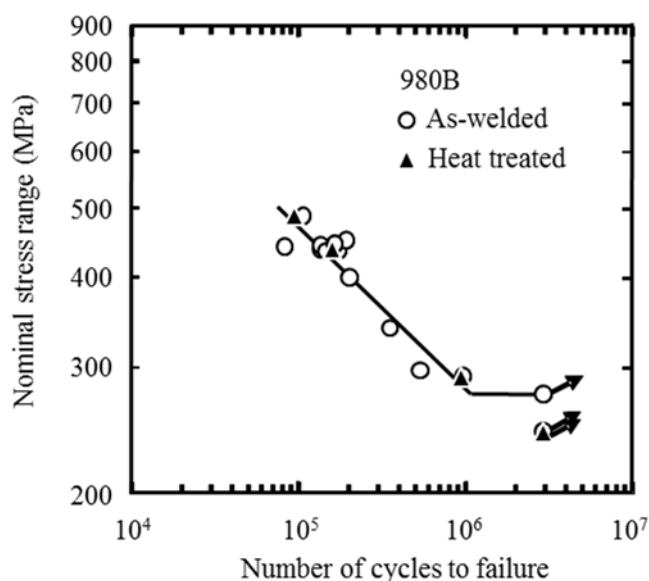


Fig. 5-13 Comparison of fatigue performances of as-welded joints and heat-treated welded joints.

単純曲げ負荷が付与された片側貫通き裂の応力拡大係数である[5-8]．近似計算方法を Appendix A に示した．応力集中場にある片側貫通き裂に対する応力拡大係数は重ね合わせの原理に基づいて計算した．また，非線形の応力分布を線形化する方法は BS7910[5-9]を参考にした．溶接継手の全疲労寿命はき裂発生寿命とき裂進展寿命の和で定義した．溶接継手の予測疲労寿命は実験での疲労寿命と比較した．

5.4.1 計算方法

5.4.1.1 有限要素解析

溶接継手の有限要素モデルは，3次元測定した溶接まま継手の形状を参考にして作成した．980Bの溶接まま継手の形状測定で得られた溶接止端部半径を図 5-14 に示す．溶接止端部半径は 0.2mm から 0.3mm の範囲の頻度が高く，この範囲で全データの 86%をとなっていた．そこで，溶接止端部での応力集中の評価にとって厳しい側の条件として溶接まま継手の溶接止端部半径を 0.2mm とした．溶接止端部を研削した継手の有限要素モデルは溶接まま継手の溶接止端部近傍の形状を変更することで作成した．溶接継手の 2次元有限要素弾性解析を汎用ソフトウェア Altair Optistruct 13.0 で行った．図 5-15 に解析モデル形状を示す．溶接止端部近傍の最小要素寸法は溶接まま継手，止端部を 0.5mm，1.0mm，1.5mm のそれぞれについて，0.040mm，0.072mm，0.098mm および 0.084mm とした．解析では平面ひずみ要素を用いた．ヤング率とポアソン比は母材および溶接金属ともにそれぞれ 206GPa と

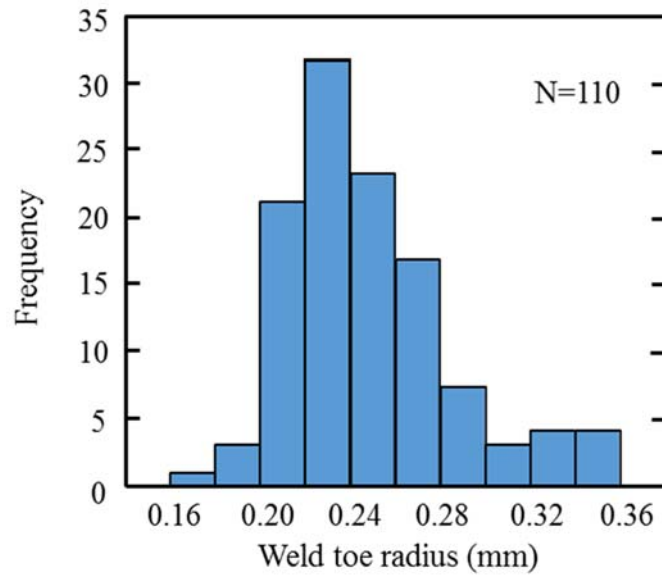


Fig. 5-14 Histogram for weld toe radius of 980B as-welded joint.

0.3とした．試験片の長手方向を x 軸，幅方向を y 軸，厚さ方向を z 軸として，片方の試験片端部の x 軸と y 軸について並進と回転を拘束し，もう一方の端部では y 軸での並進と x 軸および z 軸での回転を拘束した．そして，両端に y 軸回りのモーメントを与えた．

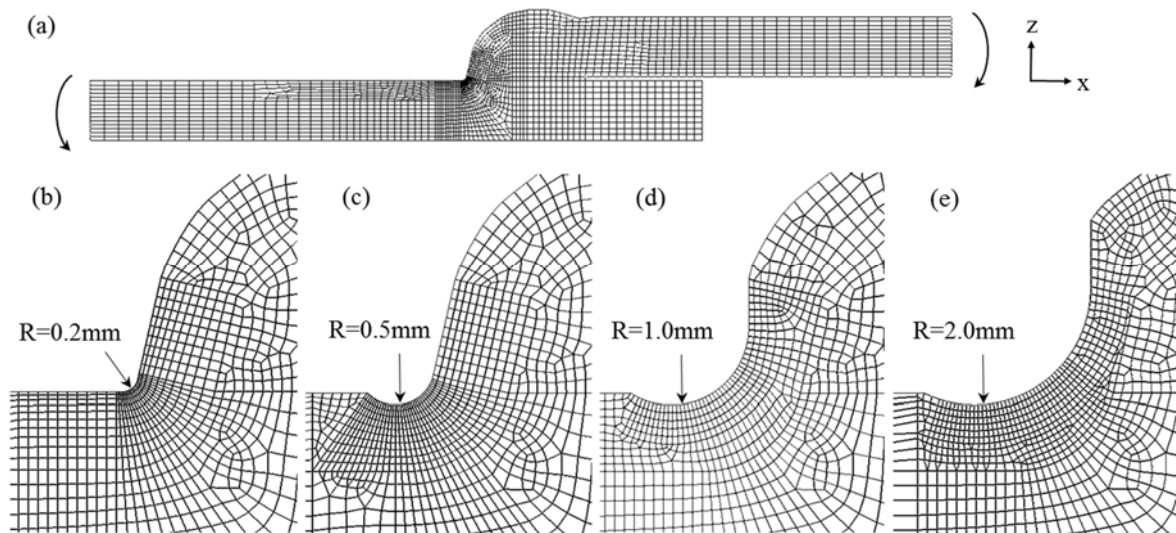


Fig. 5-15 Finite element models. (a) Global geometry, (b) as-welded joint with toe radius of 0.2 mm, (c) toe machined welded joint with toe radius of 0.5 mm, (d) toe machined welded joint with toe radius of 1.0 mm, (e) toe machined welded joint with toe radius of 1.5 mm.

5.4.1.2 き裂発生寿命の計算方法

第3章と同様に再引張塑性域形成荷重 (Re-tensile plastic zone generated (RPG) load) 基準の有効応力拡大係数範囲 ΔK_{RPG} を算出する寿命計算方法[5-7]を参考にした。き裂発生は、溶接止端部または研削された止端部から生じたせん断き裂が最初の結晶粒界に到達してき裂開口モードが始まった時と定義した。き裂発生寿命は式(5-1)によって得た。

$$N = \int_0^{r_0} \left\{ C \left(2\lambda\sigma_Y \sqrt{\frac{8}{\eta\pi}} (r_0 + \tilde{w}_s - a) \right)^m \right\}^{-1} da \quad (5-1)$$

ここで

$$\tilde{w}_s = \frac{\pi\eta}{8} \left(\frac{\tilde{U}_s \Delta K_s}{2\lambda\sigma_Y} \right)^2$$

$$\tilde{U}_s = \frac{P_{\max} - P_{RPG}}{P_{\max} - P_{\min}} = 1 - \frac{2\lambda\sigma_Y}{(P_{\max} - P_{\min})\sigma_{y0}}$$

r_0 : 主き裂経路に投影した切欠き底の表面の結晶粒長さ

σ_Y : 繰返し負荷での降伏応力

a : き裂長さ

\tilde{w}_s : せん断き裂が最初の結晶粒界に達した時に最大荷重での引張塑性域と最小荷重での圧縮塑性域が重なる領域の寸法

C : 疲労き裂成長の定数

m : Paris 則指数

λ : 塑性定数

η : 比例定数

\tilde{U}_s : 有効荷重比

ΔK_s : 表面き裂は最初の結晶粒界に達した時のき裂最深部における応力拡大係数範囲

P_{\max} : 最大荷重

P_{\min} : 最小荷重

P_{RPG} : 再引張塑性域形成荷重

σ_{y0} : 単位荷重における切欠き底での弾性応力

定数 m と C には、第3章と同様にそれぞれ 2.692 と 4.128×10^{-12} を与えた[5-8, 5-10]。これらの値は鋼板（降伏応力 323 MPa, 引張強さ 451 MPa）の CT 試験片を用いたき裂進展試験によって得られた。本研究で用いた鋼板は参考文献で用いられた鋼板とは異なるが、それ

らの値はき裂進展速度と有効応力拡大係数範囲の関係が鋼板強度にほとんど影響を受けない[5-11]という結果に基づいて決定した。また、塑性定数 λ も第3章と同様に文献[5-8]を参考にして1.04と設定した。その理由は、引張強度が大幅に異なる2種類の鋼板[5-12, 5-13]はほとんど同じ塑性定数 λ であったということによる。比例定数 η は、文献[5-8]を参考にして、1.55とした。

本研究での平面曲げ疲労試験では、 P_{\min} が0であるので、 \tilde{U}_s は式(5-2)となる。

$$\tilde{U}_s = 1 - \frac{2\lambda\sigma_Y}{(\sigma_n)_{\max} K_t} \quad (5-2)$$

式(5-1)に示したように、材料の結晶粒径 r_0 と繰返し降伏応力 σ_Y がき裂発生寿命を計算するのに必要である。溶接まま継手の溶接止端部と研削加工した止端部といった応力集中する切欠き底での結晶粒径は一定ではないため、組織観察結果から結晶粒径は $10\mu\text{m}$ から $30\mu\text{m}$ に変化させて計算した。き裂発生位置での繰返し降伏応力は、本研究で得られた値と平出ら[5-14]が示した繰返し降伏応力と硬さの関係を用いて求めた。図5-16は440FPと980Bの静的および繰返し応力-ひずみカーブである。440FPと980Bの比例限はそれぞれ約200MPaと約500MPaであった。図5-17に示す440FPと980Bの溶接継手における硬さ分布から440FPと980Bの母材硬さはそれぞれ145Hvと355Hvとした。図5-18に硬さと繰返し降伏応力の関係を示す。この図には本研究と文献[5-14]のデータを示した。なお、文献[5-14]から得た繰返し降伏応力は文献中に示された繰返し応力-ひずみカーブから読み取った比例

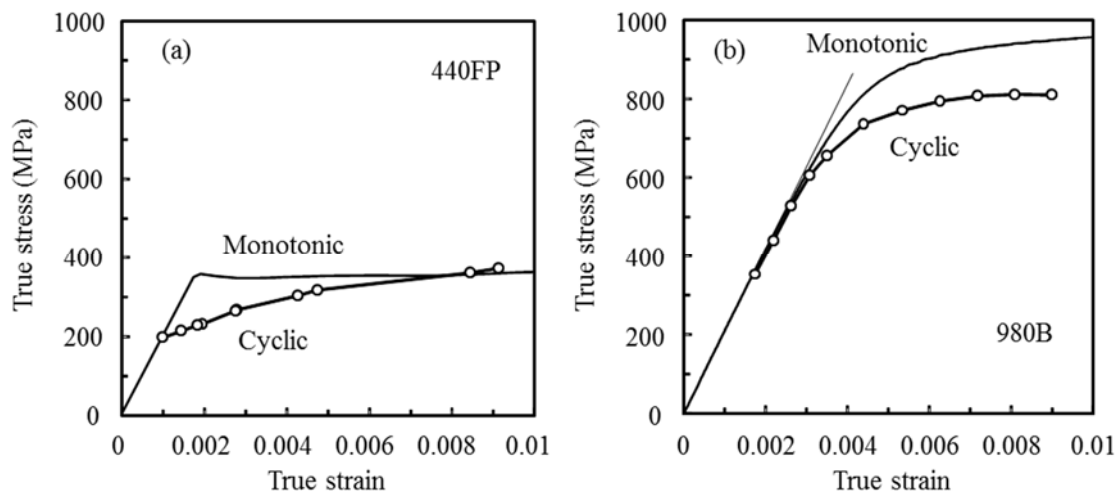


Fig. 5-16 Monotonic and cyclic stress-strain curves. (a) 440 MPa grade steel, (b) 980 MPa grade steel.

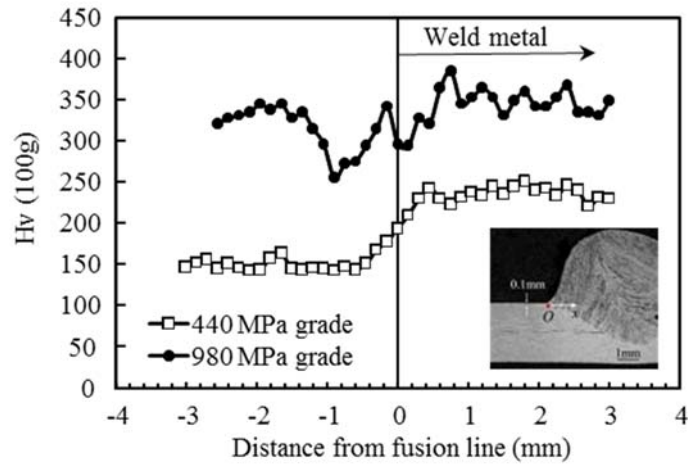


Fig. 5-17 Hardness distribution in the vicinity of weld toe.

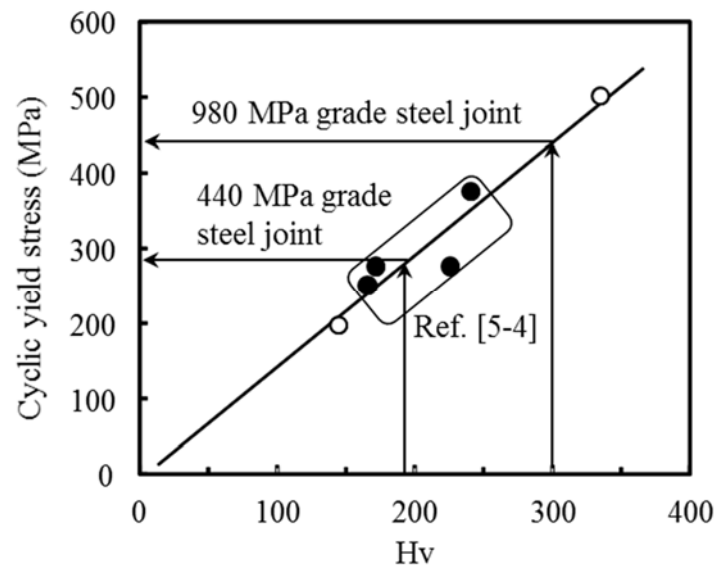


Fig. 5-18 Relationship between hardness and cyclic yield stress.

限である．き裂発生位置は溶接継手における溶接金属と熱影響部の境界近傍であったため，440FP と 980B の溶接継手の繰返し降伏応力はそれぞれ 282 MPa と 440 MPa と推定した．

荷重 P_{RPG} が荷重 P_{max} と同じにまで高くなると，式(5-1)で $\tilde{U}_s = (P_{RPG} - P_{max}) / (P_{max} - P_{min})$ であることから， \tilde{U}_s が 0 になる．このことはせん断き裂が成長しないことを意味しているので， \tilde{U}_s が 0 のときの $(\sigma_n)_{max}$ を疲労限とみなした．すなわち，式(5-3)により疲労限を求めた．

$$(\sigma_n)_{max} = \frac{2\lambda\sigma_Y}{K_I} \quad (5-3)$$

5.4.1.3 き裂進展寿命の計算方法

き裂進展寿命は式(5-4)に示した Paris 則[5-15]に基づいて計算した。

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^{m'} \quad (5-4)$$

指数 m' は、BS7910[5-9]での鋼に対して推奨されている 3.0 とした。き裂成長パラメータ A は、文献[5-16]を参考にして 1.5×10^{-13} とした。この値は降伏応力が 1000 MPa までの高強度鋼板のき裂成長データに基づいている。それらの高強度鋼板は本研究で用いた鋼板と同様に結晶粒が細かく溶接性と延性を考慮した材料設計がなされていた。Appendix A に示した表面き裂の成長に対する応力拡大係数は、図 5-11 に示したき裂深さ a とき裂アスペクト比(a/c)を用いて得られた。約 0.5mm のき裂深さになるまで、き裂深さとき裂アスペクト比の関係は $a = 0$, $a/c = 1.0$ を通る直線で近似した。そのき裂深さを過ぎると、次の式(5-5)で示される曲線[5-7]に、図 5-11 に示したプロットをカーブフィットした。

$$\frac{1}{(a/c)^n} = \frac{1}{\{f(x)\}^n} + \frac{1}{\{g(x)\}^n} \quad (5-5)$$

ここで

$$f(a/t) = 0.98 + 0.07\beta - (0.06 + 0.94\beta)(a/t)$$

$$g(a/t) = (a/t)/\gamma$$

$$\gamma = \left(\frac{a}{t}\right) \left[\left(\frac{c}{a}\right)^n - \left\{ \frac{1}{0.98 + 0.07\beta - (0.06 + 0.94\beta)(a/t)} \right\}^n \right]^{1/n}$$

$$\beta = \Delta\sigma_b / (\Delta\sigma_t + \Delta\sigma_b)$$

$\Delta\sigma_t$: 引張応力成分範囲

$\Delta\sigma_b$: 曲げ応力成分範囲

き裂進展寿命は表面のき裂長さが試験片幅に到達するまで計算した。

5.4.2 結果と考察

5.4.2.1 溶接継手の応力分布および応力集中係数

図 5-19 は、溶接まま継手の有限要素モデルにおける溶接止端部近傍の最大主応力の分布および方向を示している。この計算は公称曲げ応力 333.6 MPa での結果である。最大主応力は、図 5-19(a)に示すように、溶接止端部付近の溶接金属に相当する曲面部の表面で最も高くなっていた。この高応力領域は、図 5-6(b)に示した溶接まま継手でのき裂発生位置に対応していた。表面下での最大主応力の方向は、図 5-19(b)に示すように、表面に平行であった。

この応力方向は、図 5-6(b)に示したように、き裂開口に対応していた。したがって、溶接止端部付近の最大主応力はき裂発生に支配的であったと考えられる。しかし、この最大主応力の方向は溶接止端部から板厚方向に離れるにしたがって変化していった。表面から板厚方向に約 1/4 離れたところから先においては、図 5-19(c)に示すように、最大主応力の方向は板厚方向になっており、疲労試験でのき裂進展方向と明らかに異なっていた。Sumi と Chen[5-17]は、平面曲げ荷重において平板の傾いた端部き裂からの疲労き裂成長は板厚方向に進展することを示した。そのき裂がモード I とモード II の混合モード下にあるとき、き裂進展方向はすぐにモード I に変化した。また、Tanaka[5-18]は、引張荷重において板に存在する傾いたき裂からの疲労き裂進展は引張荷重の方向にほぼ垂直（すなわち、モード I）になると報告している。これらの結果は試験片内の巨視的応力分布は疲労き裂の成長方向と関係しているということを示唆している。本研究での溶接継手には曲げ荷重が負荷されていた。長手方向応力 σ_x （有限要素モデルの x 方向）は溶接止端部近傍を除いて溶接継手の鋼板において支配的であった。したがって、溶接継手の長手方向応力 σ_x は表面から離れたところでのき裂進展を支配していたといえる。

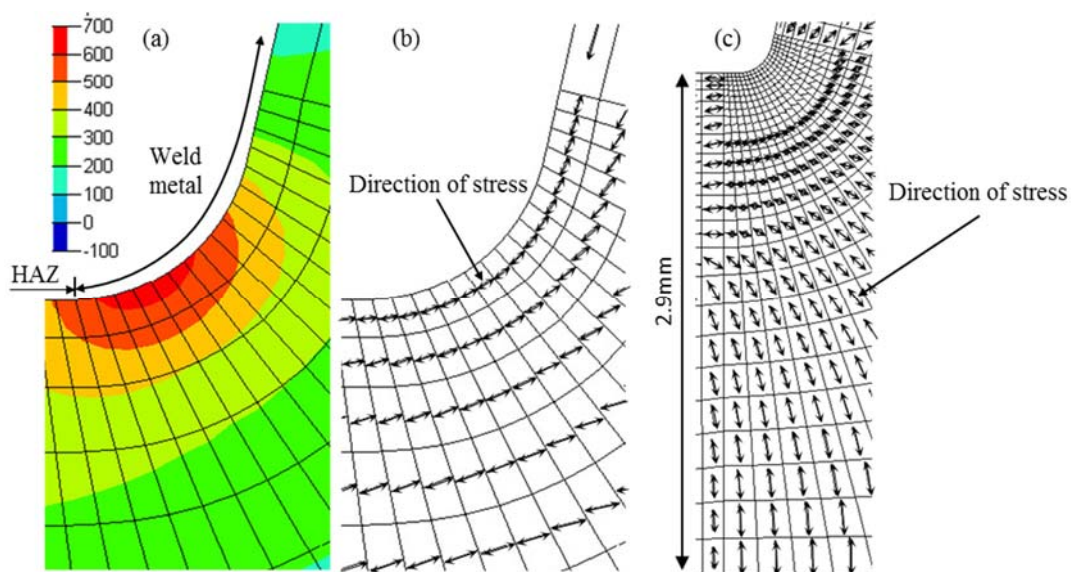


Fig. 5-19 Distribution and direction of maximum principal stress in as-welded joint FE model. (a) Contour plot of maximum principal stress around the weld toe, (b) directions of maximum principal stress in the elements shown in (a), (c) directions of maximum principal stress in the elements along the thickness of the as-welded joint.

図 5-20 に、溶接まま継手と止端部を研削した継手の板厚方向の最大主応力 σ_l と長手方向応力 σ_x の分布を比較して示す。図の縦軸と横軸は公称応力と板厚でそれぞれ無次元化されている。溶接まま継手では、図 5-20(a)に示すように、最大主応力 σ_l と長手方向応力 σ_x の違いが表面から離れるにしたがって小さくなっていった。 σ_l は板厚の 0.25 倍（板厚 1/4）あた

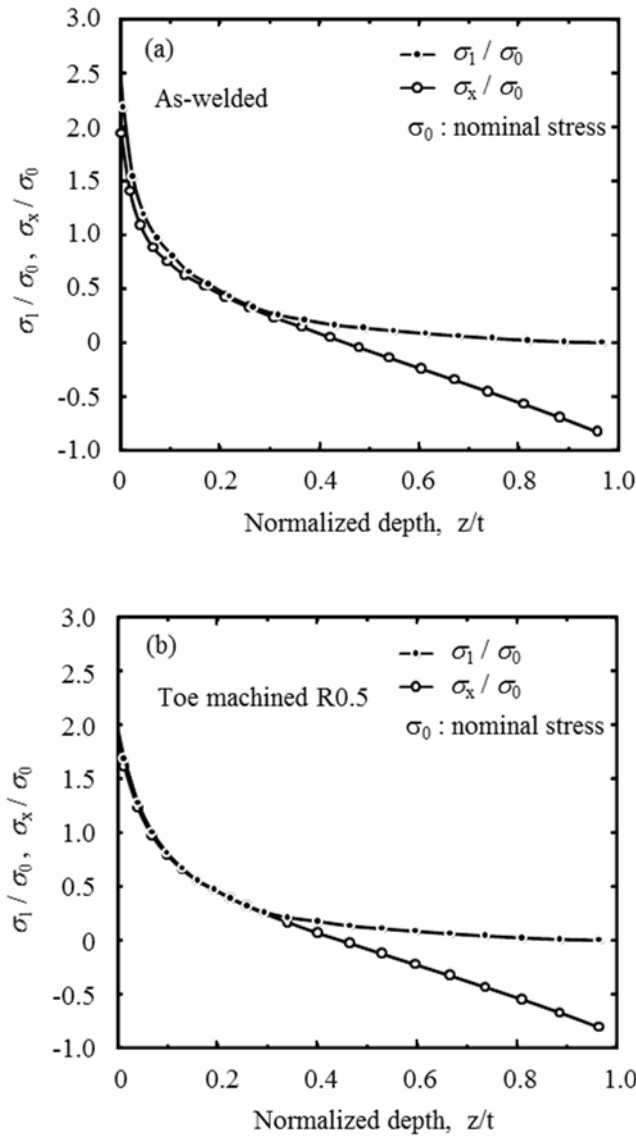


Fig. 5-20 Distribution of maximum principal stress σ_I and longitudinal (x-direction) stress σ_x
 (a) as-welded joint (b) toe machined welded joint with toe radius of 0.5mm.

りで σ_x とほぼ同じになった。そして、 σ_I は次第に0に近づいていき、 σ_x は線形的に圧縮応力へとになっていった。一方、止端部を研削した継手では、図5-20(b)に示すように、 σ_I は表面付近で σ_x と同じようになっていた。 σ_I はき裂発生とき裂進展初期に対応し、 σ_x は表面から離れたところでのき裂進展に対応していたという事実から、溶接継手の疲労寿命予測で用いられるべき応力分布は σ_I の分布と σ_x の分布を組合せて作成した。表面から板厚の約0.25倍(板厚1/4)のところまでを σ_I 、それより深い位置では σ_x を用いた。

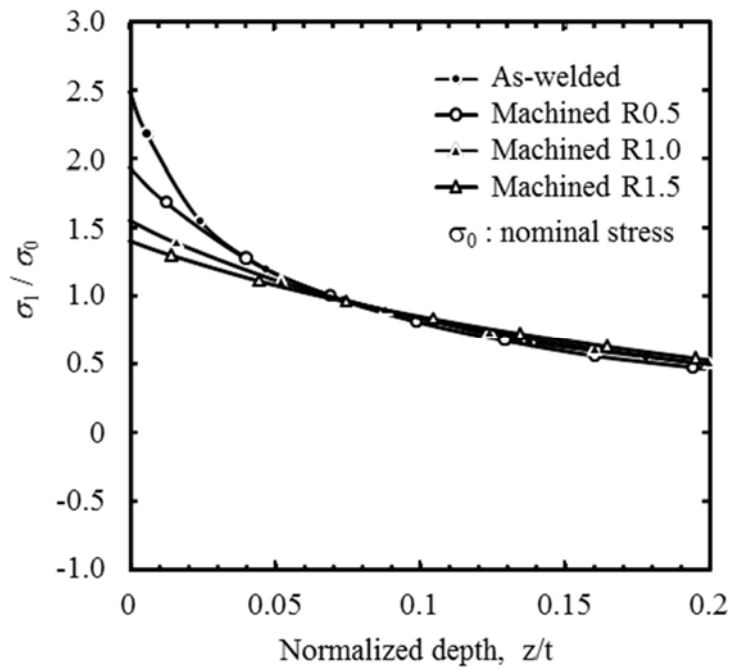


Fig. 5-21 Comparison of maximum principal stress σ_1 distribution in the as-welded joint and the toe machined welded joints with toe radii of 0.5mm, 1.0mm, and 1.5mm.

図 5-21 は、溶接まま継手と止端部を半径 0.5mm, 1.0mm および 1.5mm で研削した継手での最大主応力 σ_1 の分布である。板厚に対する表面からの距離 z/t が 0.05 より小さい領域で、溶接継手の間での応力分布が異なった。溶接まま継手では、 z/t が 0.025 より小さくなると応力集中は大幅に上昇した。溶接継手の表面での応力は多項式で応力分布を外挿して求め、その外挿した応力から応力集中係数 K_t を求めると、溶接まま継手と止端部を半径 0.5mm, 1.0mm および 1.5mm で研削した継手のそれぞれで応力集中係数 K_t は 2.49, 1.94, 1.55 および 1.40 となった。これらの値を式(5-2)に代入して溶接継手のき裂発生寿命を計算した。

5.4.2.2 疲労寿命予測と実験結果の比較

疲労試験結果と予測された疲労全寿命の比較を図 5-22 に示す。予測結果はバンド範囲で示した。バンドの上限の実線は結晶粒径を 0.01mm と仮定した条件での予測結果であり、バンドの下限の破線は結晶粒径を 0.03mm と仮定した条件での予測結果を示している。図 5-22(a)に示す溶接まま継手において、440FP の継手に対する予測全寿命は試験結果と良好に対応していた。これに対して、980B の継手に対する予測全寿命は低い応力域で試験結果と大きく異なった。また、図 5-22(b)から(d)に示すように、溶接止端部を研削した継手については、研削半径がいずれの継手においても鋼板強度に関わらず試験結果に対して予測全寿命は妥当な結果を得ることができていた。

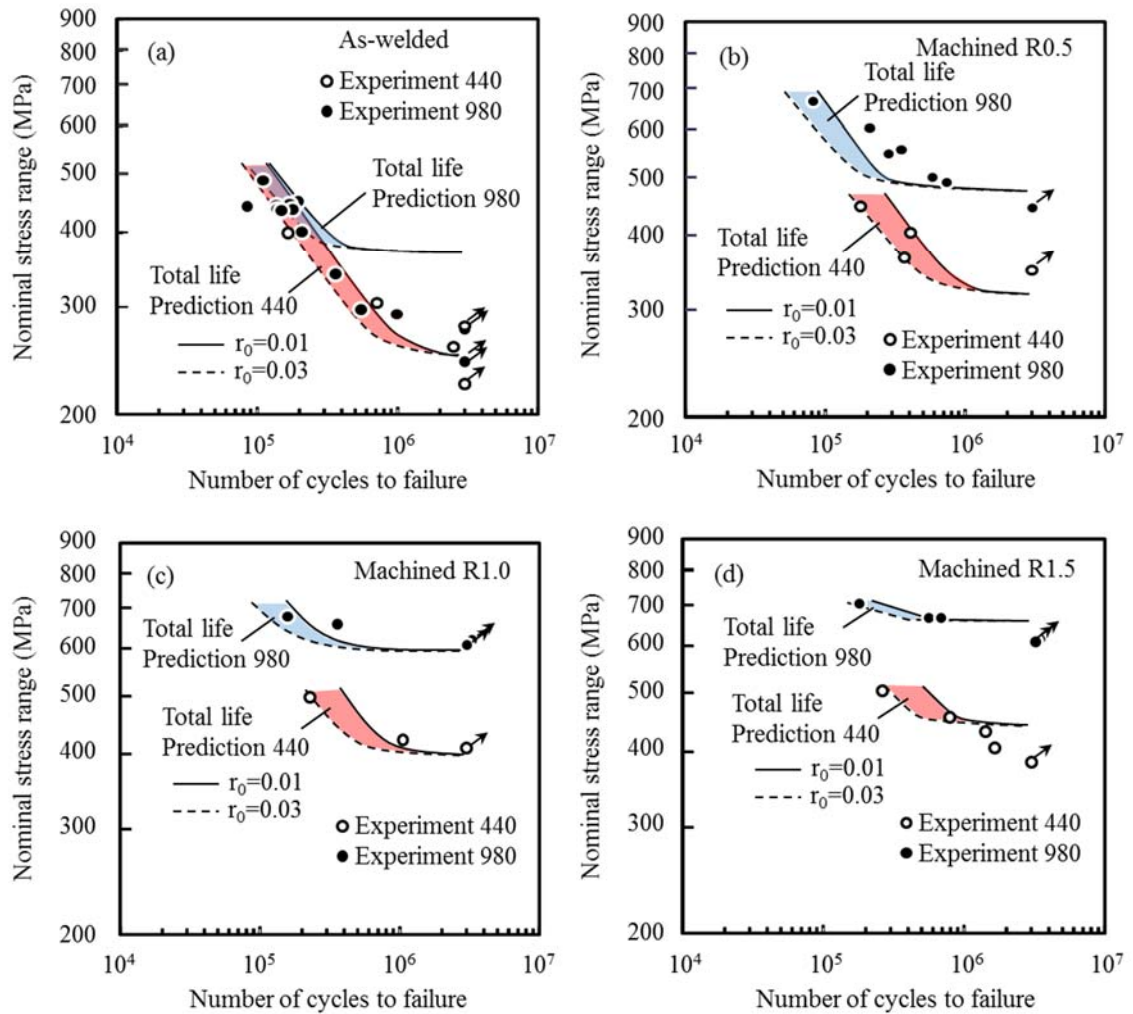


Fig. 5-22 Comparison of predicted total fatigue life with experimental fatigue life. (a) As-welded joint, (b) machined joint with toe radius of 0.5 mm, (c) machined joint with toe radius of 1.0 mm, (d) machined joint with toe radius of 1.5 mm.

次に、図 5-23 に示すように、予測き裂発生寿命を試験結果と比較した。図 5-23(a)から(c)に示す溶接まま継手、止端部を半径 0.5mm および 1.0mm で研削した継手では、明らかに予測精度が低下した。負荷応力が高くなるほど、予測き裂発生寿命と試験結果の乖離が大きくなっていった。疲労予測において 3×10^6 サイクル以降の疲労限としている応力は式(5-2)で $\tilde{U}_s = 0$ として求めることができる $(\sigma_n)_{\max}$ であり、このときの $(\sigma_n)_{\max}$ は繰返し降伏応力 σ_y と応力集中係数 K_t で決まるため、図 5-23 と先に示した図 5-22 で示されている疲労限は同一になっている。図 5-23(d)に示す止端部を半径 1.5mm で研削した継手では、他の継手と同様に予測き裂発生寿命は予測全寿命に比べて短くなっているものの、他の継手ほど予測結果と実験結果の違いが顕著ではなかった。これは、この継手では全寿命に対するき裂発生寿命の比率が他の継手より高かったためと考えられる。

最後に、図 5-24 に示すように、予測き裂進展寿命と試験結果を比較した。き裂進展寿命

の計算には材料強度パラメータを含まず、いずれの鋼板でも式(5-4)において同じ m' の値と同じ C の値を使用したため、予測き裂進展寿命は 440FP と 980B で同じ結果となっている。溶接まま継手では、図 5-24(a)に示すように、 10^6 サイクルまでのき裂進展寿命の予測バンドは試験結果と良好な対応がみられた。 10^6 サイクルを超えた領域では予測バンドが試験結果を下回り、予測精度が低下していた。止端部を研削した継手のすべての場合では、図 5-24(b)から(d)に示すように、440FP の継手における 2×10^5 サイクルから 3×10^5 サイクルの間の試験結果と 980B の継手における 10^5 サイクル付近の試験結果に対してのみ予測寿命の対応がみられたが、他は大幅に短い寿命予測結果となっていた。

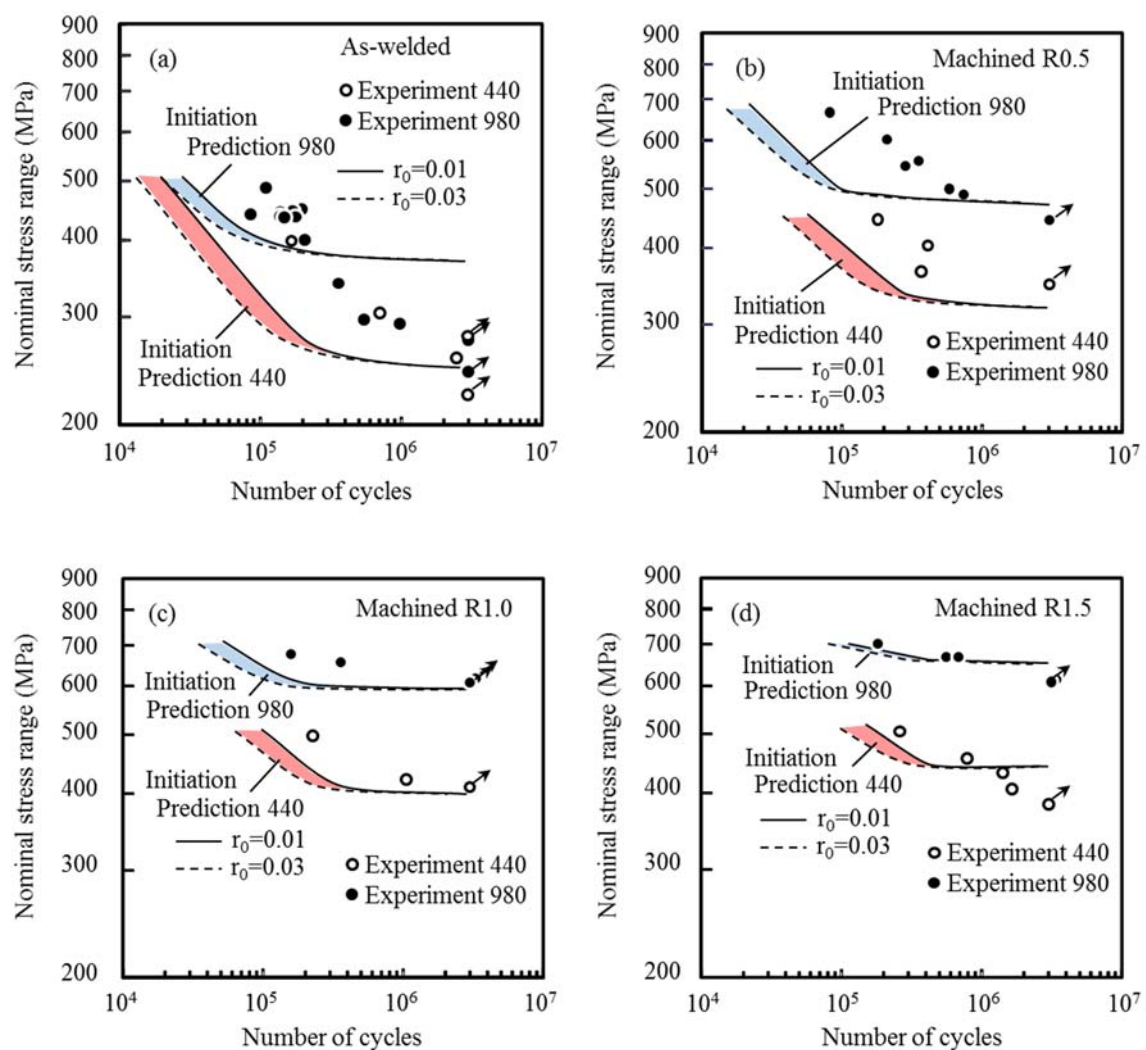


Fig. 5-23 Comparison of predicted initiation life with experimental fatigue life. (a) As-welded joint, (b) machined joint with toe radius of 0.5 mm, (c) machined joint with toe radius of 1.0 mm, (d) machined joint with toe radius of 1.5 mm.

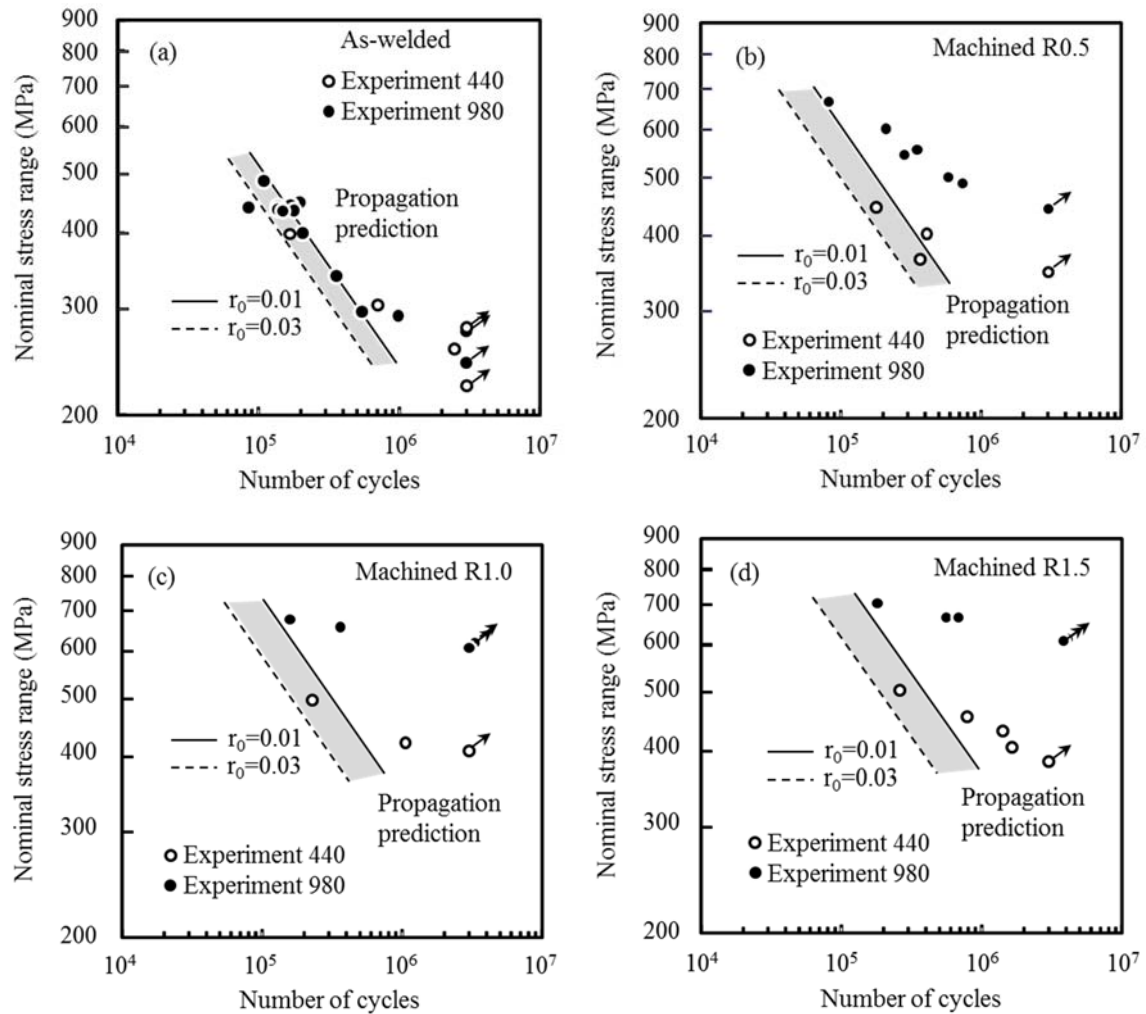


Fig. 5-24 Comparison of predicted propagation life with experimental fatigue life. (a) As-welded joint, (b) machined joint with toe radius of 0.5 mm, (c) machined joint with toe radius of 1.0 mm, (d) machined joint with toe radius of 1.5 mm.

5.4.2.3 溶接まま継手と溶接止端部研削継手に対する疲労寿命予測方法の妥当性

図 5-22(b)から(d)に示したように、溶接止端部を研削した継手の疲労試験結果については、式(5-1)に基づくき裂発生寿命の予測と式(5-4)に基づくき裂進展寿命の予測を行い、それらの和である全寿命で予測すると止端部形状と鋼板強度が異なる継手についても妥当な疲労寿命予測結果が得られることを明らかにした。一方、Zhang ら[5-21]は溶接止端部を先端半径 5mm のバーグラインダーで研削した荷重非伝達十字継手の疲労試験を行い、き裂はバーグラインダーで研削した表面またはその直下に存在する溶接金属内の欠陥から進展したため、 10^6 サイクル未満の疲労寿命はき裂進展寿命予測のみで良好な結果がえられたと報告している。しかし、図 5-24(b)から(d)に示したように、本研究の試験結果をき裂進展計算のみで予測すると予測精度が低くなることがわかった。したがって、Zang らの結果は限定的な例であったと考えられる。本研究で調査した 440FP と 980B の継手の溶接金属は欠陥のない

健全な溶接部であったため、き裂発生寿命と進展寿命を考慮した予測手法が適切であったと考えられる。

一方、図 5-22(a)に示した溶接まま継手での寿命予測結果をみると、440FP の溶接まま継手の予測全寿命は試験結果と良好に対応していたが、980B の溶接まま継手の予測全寿命は 3×10^5 サイクルを超える領域で試験結果と顕著に異なっていた。980B 溶接まま継手における試験結果の疲労限は 275 MPa であったのに対して予測された疲労限は 368 MPa となっており大幅に高くなっていた。疲労限は式(5-3)で繰返し降伏応力 σ_f と応力集中係数 K_t を用いて算出したため、980B の溶接継手に対して σ_f が高すぎたか、あるいは K_t が小さすぎたことが挙げられる。図 5-6(a),(b)に示した 980B 溶接まま継手の疲労き裂発生位置がリップルパタンの底であったことから、解析モデルに反映されていなかったリップルパタンによる応力集中を考慮すると 980B の溶接まま継手の疲労限付近の疲労寿命予測結果は試験結果に近づくことになる。試験で得られた疲労限 275 MPa を式(5-3)に代入して K_t を求めると 3.33 になり、この値は有限要素解析で得られた K_t の 1.34 倍になる。高強度材料ほどわずかな切欠きによる応力集中でも平滑材に対する疲労限の低下が顕著になることが知られており、超高強度鋼板である 980B ではリップルパタンに対する疲労限低下の感受性が高かったことが考えられる。

そこで、第 3 章の 3.2.3.3 で打抜き加工端面の粗さを反映した表面近傍のみ特に高い応力集中を仮定する方法と同様に、アーク溶接止端部でもリップルパタンによる応力集中を仮定した応力分布下での疲労寿命予測を試みた。仮定した溶接止端部近傍の応力分布を図 5-25 に示す。図中で High K_t model とした応力分布がリップルによる応力集中を仮定した応力分布である。溶接止端部の K_t が 3.33 になり、急峻な応力集中は表面から 10 μ m と仮定した。このように表面から浅い範囲のみに仮定した理由は、リップルパタン底の曲率半径と同程度の深さが応力上昇範囲であると考えたためである。図中には比較として応力集中係数が 2.49 である既に疲労寿命計算に用いた応力分布 (As-welded model と記載) も示した。図 5-26 は High K_t model の応力分布条件で予測した全疲労寿命を示す。疲労限を合わせる応力集中係数を仮定することで 980B 溶接まま継手の疲労試験結果と良好な対応が得られた。このことから、切欠き感受性が高い超高強度鋼板においては疲労き裂が発生する位置の応力集中を極力正確に考慮することが低強度鋼板に比べてより重要であることが示唆された。

ただし、440FP の溶接まま継手について同様にリップルパタンを考慮して応力集中係数を高く見積もると、図-22(a)に示された 440FP に対する疲労限付近の予測結果が試験結果より低くなり、予測精度が低下することになる。したがって、溶接まま継手の疲労限近傍での疲労強度がほとんど材料依存性を示さないというメカニズムを表現できる予測モデルについては、今後検討する必要があると考えられる。

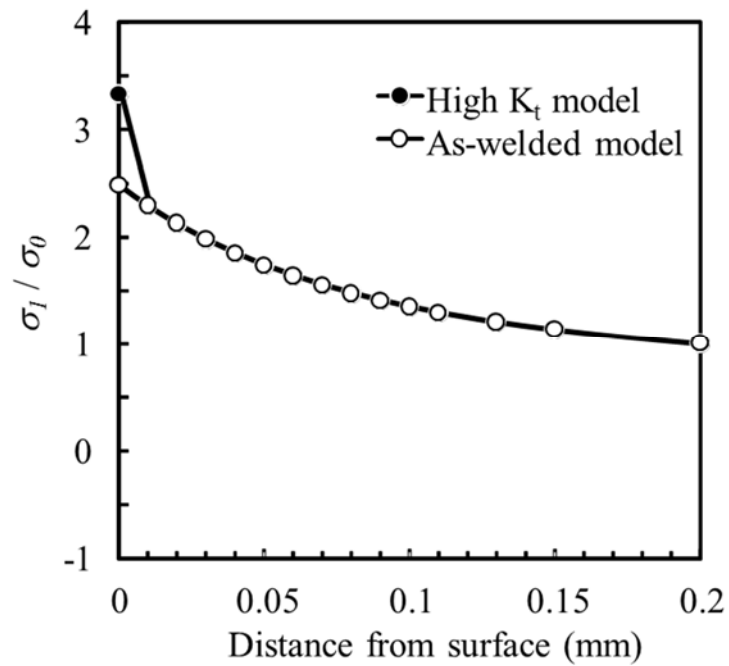


Fig. 5-25 Stress distribution in the vicinity of weld toe in standard as-welded joint model and high K_t model.

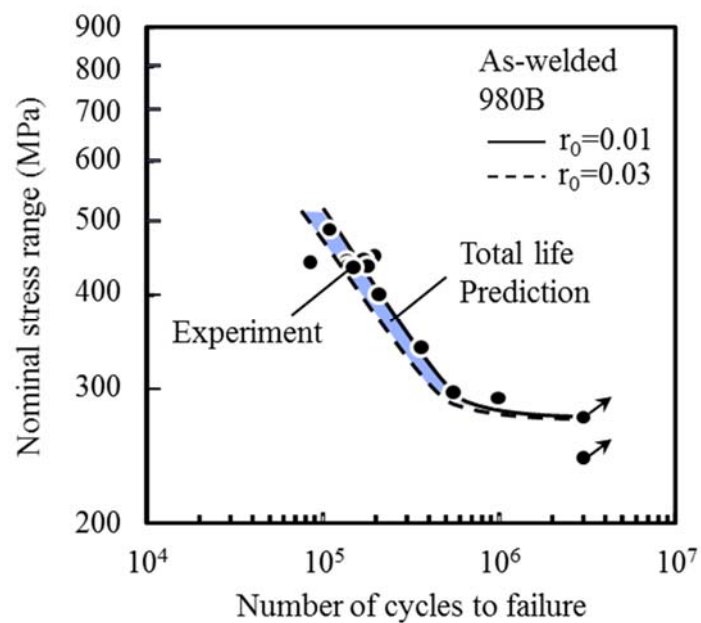


Fig. 5-26 Comparison of predicted total life under high K_t condition with experimental fatigue life of 980B as-welded joints.

5.5 まとめ

980 MPa 級と 440 MPa 級熱延鋼板の溶接まま継手および止端部を研削した継手の疲労特性に及ぼす止端部形状の影響を調査した．さらに，破壊力学に基づく疲労寿命予測を行い，疲労寿命に及ぼす溶接止端部の微小形状の影響を議論した．その結果，以下の結論を得た．

- (1) 980 MPa 鋼板の溶接まま継手の疲労き裂は、溶接止端部近傍の溶接金属に形成されたリップルパタンの底で生じていた。440 MPa 級鋼板の溶接まま継手の疲労き裂は、リップルパタンの底の場合と、溶接金属と熱影響部の境界でとなる場合があった。後者はリップルパタンより溶接金属と熱影響部の境界のほうが切欠き形状が厳しかったためと考えられる。
- (2) 板厚方向のき裂進展経路は湾曲する特徴がみられた。疲労き裂が生じた後の初期き裂進展は最大主応力に関係し、表面から板厚の約 1/4 より以降のき裂進展経路は長手方向応力に関係していた。
- (3) 表面き裂形状のアスペクト比（き裂深さ/表面き裂長さ）はき裂深さが約 0.5mm に到達するまで急峻に低下し、その後、き裂深さの増大に伴いわずかに増加していった。
- (4) 再引張塑性域形成荷重（Re-tensile plastic zone generated (RPG) load）基準の有効応力拡大係数範囲 ΔK_{RPG} を用いた方法で予測したき裂発生寿命と、一般的な Paris 則を用いた手法で予測したき裂進展寿命の和から全寿命を予測した結果、止端部を研削した継手の予測寿命は試験結果によく対応していた。一方、溶接まま継手の場合、440 MPa 級鋼板の継手では予測全寿命が試験結果にはよく対応していたが、980 MPa 級鋼板の継手では疲労限の予測が試験結果に対して大幅に高くなった。
- (5) 溶接止端部に存在するリップルパタンによる応力集中を仮定した応力分布下で 980 MPa 級鋼板の溶接まま継手の疲労寿命を予測すると実験データと良好な対応がみられた。このことから、切欠き感受性が高い超高強度鋼板においては疲労き裂が発生する位置の応力集中を極力正確に考慮することが低強度鋼板に比べてより重要であることが示唆された。

第 5 章 参考文献

- [5-1] B.Pollard, R.J.Cover. Fatigue of Steel Weldments. Weld. J. 1972, 51, pp.544s-554s
- [5-2] 高橋賢司, 伊藤昭典. 突合せ溶接継手余盛止端部形状と疲れ強さ. 溶接学会誌. 1971, Vol.40, No.8, pp.723-735.
- [5-3] Ottersböck MJ, Leitner M, Stoschka M, Maurer W. Effect of weld defects on the fatigue strength of ultra high-strength steels. Procedia Eng., 2016, 160, pp.214–222.
- [5-4] Berg Joern, Stranghoener Natalie. Fatigue strength of welded ultra high strength steels improved by high frequency hammer peening. Procedia Mater Sci., 2014, 3, pp.71–76.
- [5-5] JSMS-SD-5-02. Standard for X-ray stress measurement - iron and steel -. Journal of the Society of Material Science, Japan; 2002.
- [5-6] Kim YH, Fine ME. Fatigue crack initiation and strain-controlled fatigue of some high strength low alloy steels. Metall Trans A. 1982, 13A, pp.59–72.
- [5-7] Toyosada Masahiro, Niwa Toshio. Prediction of fatigue life for steel structures. Tokyo: Kyouritsu Shuppan Co., Ltd.; 2001. [in Japanese].
- [5-8] Toyosada Masahiro, Gotoh Koji, Niwa Toshio. Fatigue crack propagation for a through thickness crack: a crack propagation law considering cyclic plasticity near the crack tip. Int J Fatigue. 2004, 26, pp.983–992.
- [5-9] BS 7910. Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. The British Standards Institution; 2015.
- [5-10] Toyosada Masahiro, Niwa Toshio, Yamaguchi Kikuji, Takenaka Hideki, Aramaki Naoki, Masaki Hiroaki. Fatigue crack propagation law for wide range from very slow crack growth rate region to stable crack propagation rate region. J Soc Nav Archit Jap. 1992, 172, pp.589–599. [in Japanese].
- [5-11] Tanaka Yoichi, Soya Isao. Fatigue crack propagation behavior of various types of steels for welded structures. Quart J Jap Weld Soc. 1989, 7(2), 256–63.
- [5-12] Satoh Kunihiko, Toyoda Masao, Itoh Yoshiyasu, Kawaguchi Yoshiaki, Arimochi Kazushige, Suzuki Mitsuru, et al. Fracture transition behaviors and fracture overall strain of low carbon steel plate with notch. J Soc Nav Archit Jap. 1977, 142, pp.148–155. [in Japanese].
- [5-13] Yada Toshio, Sakai Keiichi, Iino Nobu, Sakano Kenji. A study on Elasto-plastic behavior and fracture characteristics of notched plate tensile specimen. J Soc Nav Archit Jap. 1973, 134, pp.425–435. [in Japanese].
- [5-14] T. Hiraide, S. Igi, T. Handa, T. Tagawa, R. Ikeda, K. Motita, R. Fincato, S. Tsutsumi. Effect of heat affected zone microstructure behavior under cyclic loading on fatigue life of weld joint.

Quarterly Journal of the Japan Welding Society. 2018, Vol.36, No.2, pp.145-151.

[5-15] Paris PC, Erdogan F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. Trans. ASME, Series D. 1963, 85, pp.528–533.

[5-16] R. N. King, A. Stacey, J. V. Sharp. A review of fatigue crack growth rates for offshore steels in air and seawater environments. In: Proc. of 15th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. ASME. Vol. III; 1996, pp. 341-348.

[5-17] Sumi Yoichi, Yang Chen. A computational approach for the prediction of fatigue crack growth along non-collinear paths. J Soc Nav Archit Jap. 1993, 174, pp.607–615.

[5-18] Tanaka Keisuke. Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis. Eng Fract Mech. 1974, 6, pp.493–507.

[5-19] Newman JC, Raju IS. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. Eng Fract Mech. 1981, 15(1–2), pp.185–192.

[5-20] Toyosada Masahiro, Niwa Toshio, Gotoh Koji, Eto Kenichi, Ono Hideo, Murai Ryosuke. Approximate solution of K value for a surface crack due to two dimensional problem by series springs model. J Soc Nav Archit Jap. 1995, 178, pp.535–543. [in Japanese].

[5-21] Zhang Yan-Hui, Maddox Stephen J.. Fatigue life prediction for toe ground welded joints. Int J Fatigue. 2009, 31, pp.1124–1136.

第6章 アーク溶接継手部の疲労強度向上技術

6.1 はじめに

第 5 章ではアーク溶接継手の疲労特性に及ぼす溶接止端部形状の影響を明らかにするため溶接まま継手と溶接止端部を研削した継手を準備して実験した結果、高強度鋼板ほど止端部半径の緩和により疲労強度向上が顕著であることが明らかになった。更に、微視的形状であるリップルパタンまでも疲労強度に影響を及ぼしていることが示唆された。これまでに溶接止端部形状を緩和する溶接技術として、鋼成分の制御[6-1]、プラズマ・アークハイブリッド溶接[6-2]、純 Ar シールドガスと特殊溶接ワイヤを組合せた手法[6-3]などが提案されている。また、溶接後の後処理技術として、第 5 章で溶接まま継手との比較のために実施した止端部研削やハンマーピーニング処理[6-4]など多数の手法が報告されている。

本章では、これまでの改善手法とは異なり、(1)部品形状の局所的な変更のみによる疲労強度改善手法、(2)コールドスプレー法での表面改質による疲労強度改善手法の 2 つの改善手法について検討した。(1)の手法として、具体的には、一方の鋼板端部にせぎり段差形状を付与し、そのせぎり部分にもう一方の平板を重ね合わせたアーク溶接継手（以下、せぎり継手と呼ぶ。）を対象に検討した。せぎり継手は自動車車体に用いられる薄鋼板の継手において、重ね合わせる 2 枚の鋼板の表面を同一平面に揃えて接合部の意匠性向上を目的にして設計されることが一般的であるが、本研究ではせぎり継手に変更することで構造的な荷重伝達の変化と溶接止端部形状の変化を狙った。また、有限要素法による応力解析を実施し、継手部をせぎり形状に変更したことによる荷重伝達の変化を検証し、本検討形状の優位点を考察した。また、(2)の手法では、溶接止端部形状の緩和と止端部近傍への圧縮残留応力付与を狙い、980 MPa 級熱延鋼板のアーク溶接継手部に対して、これまでに報告されることがないコールドスプレー法の適用を試み、疲労特性および疲労特性に影響を及ぼす要因について検討した。

6.2 せぎり形状付与による検討

6.2.1 実験方法

6.2.1.1 供試材と試験片

供試材には板厚 2.3mm の 980 MPa 級熱延鋼板を用いた。JIS5 号試験片での引張試験により、供試材の降伏応力は 1008 MPa、引張強さは 1053 MPa および破断伸びは 19%であった。

図 6-1 にせぎり継手の作製方法を示す。供試材から 250mm×175mm の寸法の鋼板を切り出した。切り出した鋼板の長さ 250mm 側の端部から 15mm 入った範囲を曲げ成形でせぎり形状にした。せぎり形状の段差量は供試材の板厚と同じ 2.3mm とした。そのせぎり部に切

り出したままの鋼板を重ね、その鋼板の端部を MAG アーク溶接した。一方、従来の重ね隅肉溶接継手（以下、従来継手と呼ぶ。）は、供試材から切り出した鋼板同士を重ね代 15mm で重ね合わせ、せぎり継手の作製と同じ溶接条件で作製した。MAG アーク溶接条件は、溶接電流 185A、電圧 23V、溶接速度 85cm/min、シールドガスを Ar-20%CO₂ とし、溶接ワイヤは直径 1.2mm の 780 MPa 級高張力鋼用ワイヤを使用した。作製した継手から図 6-2 に示す平面曲げ疲労試験片を採取した。溶接ビードは試験片長手方向中央部となるようにした。図 6-3 に試験片の断面を示す。せぎり継手ではせぎり形状を付けた板を下板と呼ぶ。

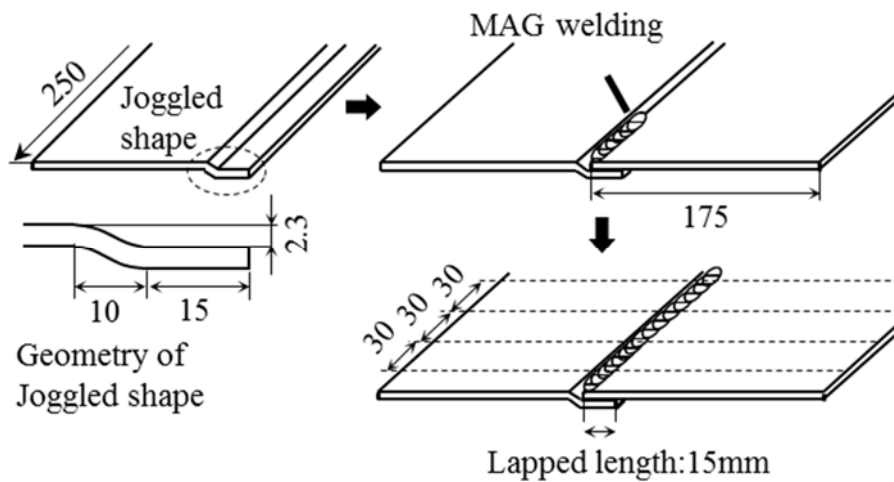


Fig. 6-1 Procedure of test piece preparation.

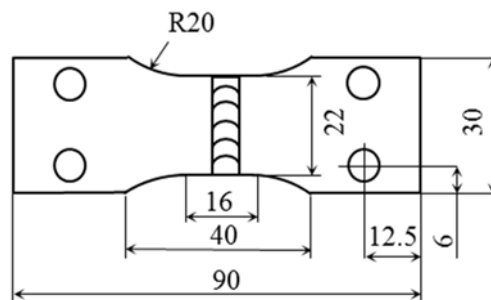


Fig. 6-2 Geometry of fatigue test specimen.

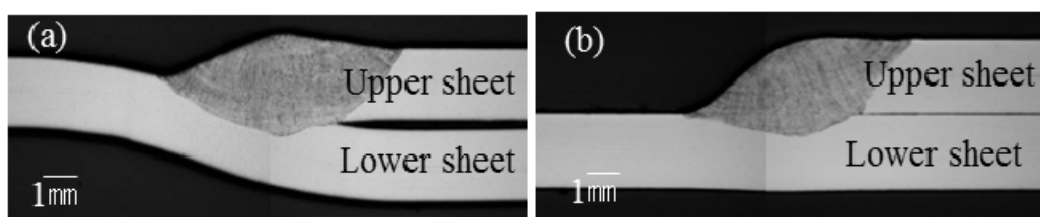


Fig. 6-3 Cross section of specimens. (a) Joggled lap joint, (b) conventional lap joint.

6.2.1.2 溶接部形状，残留応力および硬さの測定方法

溶接継手の疲労強度への影響因子として考えられる溶接止端部の形状，硬さ，残留応力を疲労試験前の継手で調査した。

溶接止端部形状はせぎり継手試験片と従来継手試験片の各 5 本について，非接触式形状測定機で測定した．図 6-4 に形状測定方法を示す．形状データから試験片幅方向(図 6-4 の y 方向)16mm の範囲について 0.0235mm 間隔で約 680 断面を抽出した．各断面における x 方向の測定間隔は 0.094mm である．断面毎に図 6-5 に示す溶接止端部の曲率半径 ρ とフランク角度 θ を算出した．曲率半径は溶接止端部近傍 4 mm の範囲において，隣り合う三点から成る円の半径を x 方向に沿って連続的に計算し，最小値をその断面の曲率半径とした．図 6-5(a) の円は説明のために，連続的に計算した円のうち数個を示したが，実際は 4mm 範囲で約 50 個の円を計算した．フランク角度は溶接止端部から下板側と溶接金属部の斜面に沿った 1.5mm 範囲を直線近似し，2 直線の交わる角度を各断面について算出した．

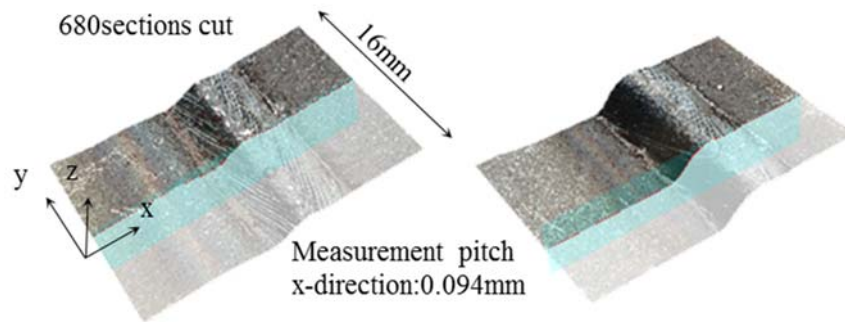


Fig. 6-4 Measurement condition of weld toe curvature and flank angle.

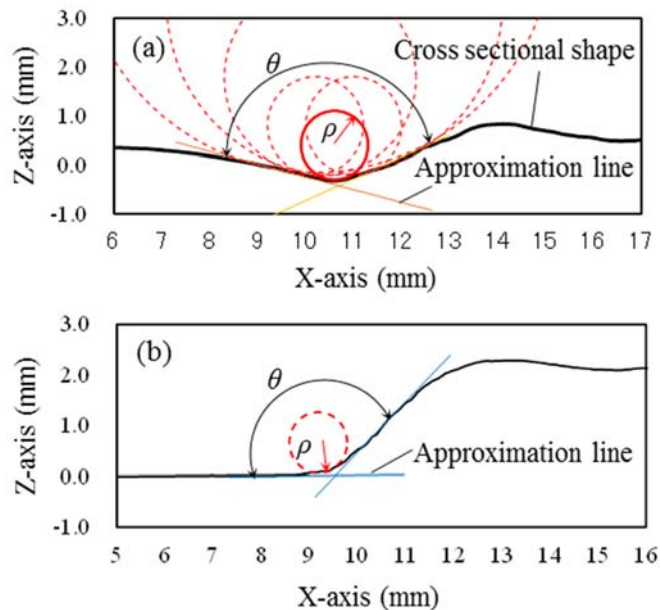


Fig. 6-5 Definitions of curvature radii and flank angles near the weld toe. (a) Joggled lap joint, (b) conventional lap joint.

硬さは試験片の幅方向中央断面をビッカース硬さ測定機で測定した。断面研磨後に腐食液で組織を現出させ、表面から板厚方向に 0.1mm 離れた位置の母材と溶接金属で測定した。硬さ測定時の荷重は 0.98N とした。

残留応力測定は溶接ビード垂直方向の応力を X 線回折法で測定した。X 線装置のコリメータ径は $\phi 0.5\text{mm}$ とした。試験片幅中央の溶接止端部から 0.5～5.5mm 離れた鋼板側を 1mm 間隔で測定した。また、試験片最表面を測定した後、表面を 20 μm および 40 μm まで電解研磨して、それぞれの表面で溶接止端部からの同一位置で残留応力を測定した。

6.2.1.3 疲労試験方法

疲労試験は片振り平面曲げ（応力比 0）で実施した。シェンク式平面曲げ疲労試験機（東京衡機製 PBF-30）を使用し、試験周波数は 20Hz、大気中室温で実施した。せぎり継手は下板のせぎり部以外は上板と下板で曲げ中立面が板厚中央で揃っているため、曲げ中立面を試験機の回転軸と一致させた。従来継手では、下板の板厚中央を試験機の回転軸と一致させた。疲労試験の負荷モーメント M は $M = \sigma_n Z$ より求めた。ここで σ_n は公称応力、 Z は断面係数で試験片の板厚 t および板幅 W から、 $Z = Wt^2/6$ で求めた。試験打ち切りは負荷モーメントが 50%低下時または 300 万サイクル到達時とした。疲労試験後の試験片を液体窒素に浸漬させて破断後、破面を観察した。

6.2.2 実験結果

6.2.2.1 溶接止端部形状、硬さ分布、残留応力分布

全断面の曲率半径とフランク角度についてヒストグラムを作成した。図 6-6 は曲率半径のヒストグラムである。曲率半径の平均値はせぎり継手で 0.75 mm(図 6-6(a))、従来継手で 0.68 mm(図 6-6(b))であり、せぎり継手の方が従来継手より高めであったがその差は僅かであった。しかし、曲率半径の分布をみると、せぎり継手での分布は正規分布形状に近くなっていたのに対して、従来継手では平均値より小さい曲率半径の分布が高くなっていた。フランク角度は、せぎり継手での分布(図 6-7(a))は従来継手の分布(図 6-7(b))より明らかに高い側にあった。

図 6-8 に溶接止端部近傍の硬さ分布を示す。母材と溶接金属の間の熱影響部（HAZ: Heat Affected Zone）では両継手ともに母材より硬度が低下した軟化領域が認められ、せぎり継手の方が従来継手より軟化領域が広がっていた。HAZ と溶接金属の境界（図 6-8 中の Fusion line）ではせぎり継手と従来継手でほぼ同じ硬さとなっていた。せぎり継手では HAZ より外側の母材部硬さが従来継手より高くなっていたが、これは、せぎり形状の成形時に加工を受けた領域であり、加工硬化の影響と考えられる。

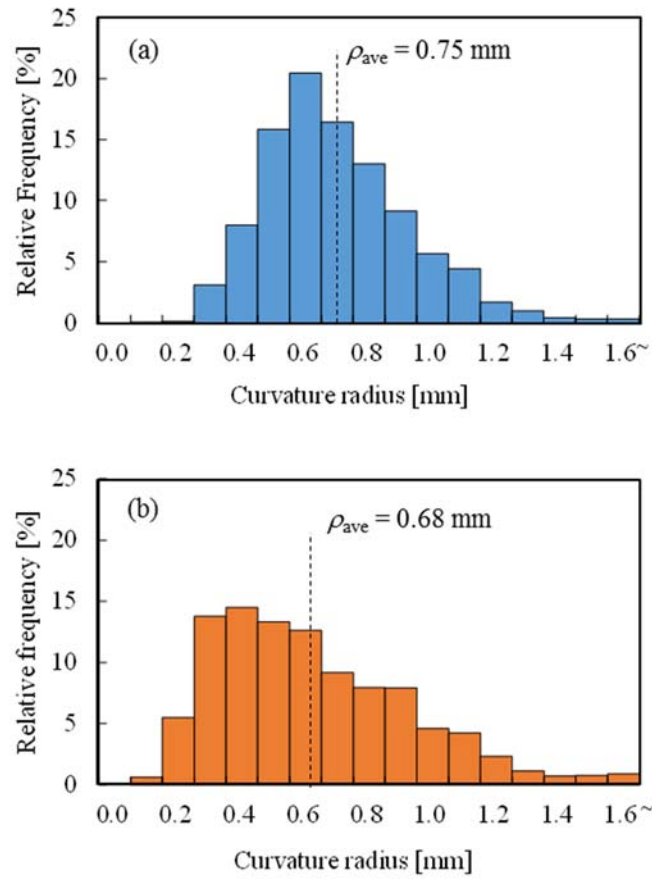


Fig. 6-6 Histogram of weld toe curvature radius. (a) Joggled lap joint, (b) conventional lap joint.

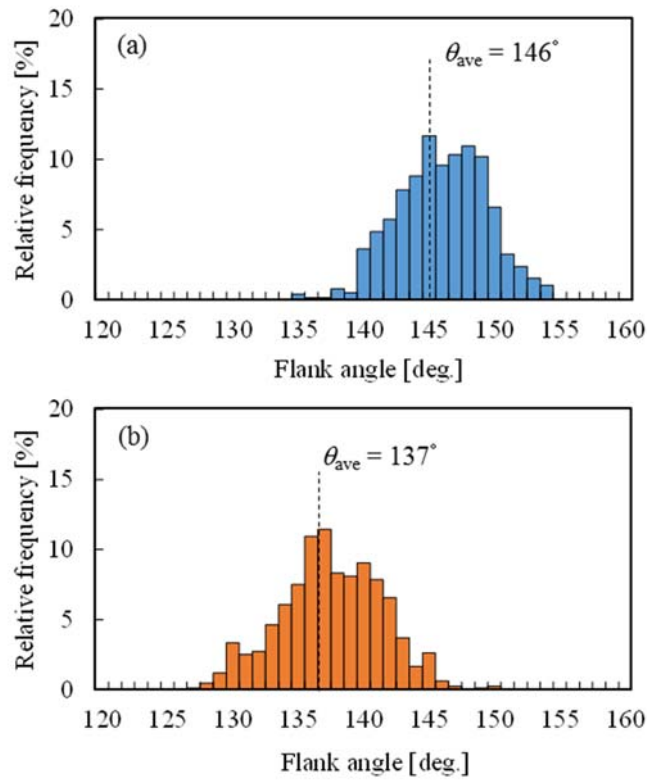


Fig. 6-7 Histogram of flank angle. (a) Joggled lap joint, (b) conventional lap joint.

図 6-9 に溶接止端部近傍の残留応力分布を示す．図 6-9(a)に示すせぎり継手と図 6-9(b)に示す従来継手ともに溶接止端部から 1.5mm 離れた位置で測定した残留応力が最大であった．また，残留応力の分布傾向は鋼板表面，深さ 20 μm および 40 μm のいずれの深さ方向位置においても同様であった．溶接止端部から最も近い測定位置である 0.5mm の位置における鋼板表層から深さ 40 μm までの残留応力の平均値は，せぎり継手で-23 MPa，従来継手で-24 MPa となっており，ともに小さい値であった．

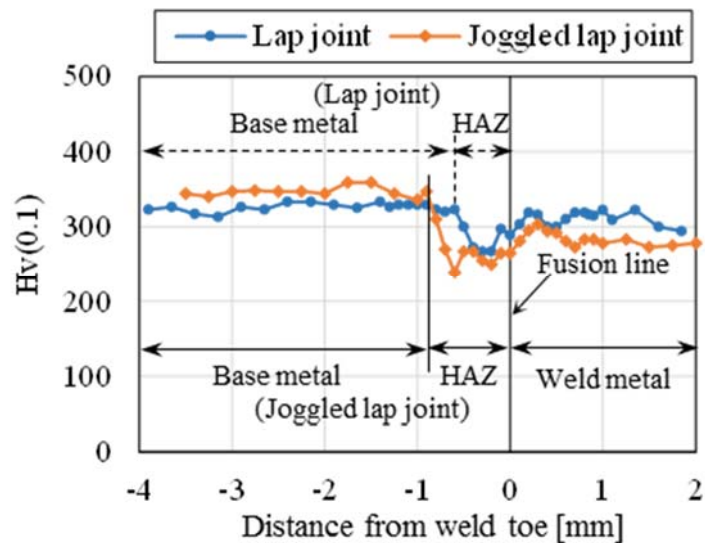


Fig.6-8 Distribution of hardness in welded joints.

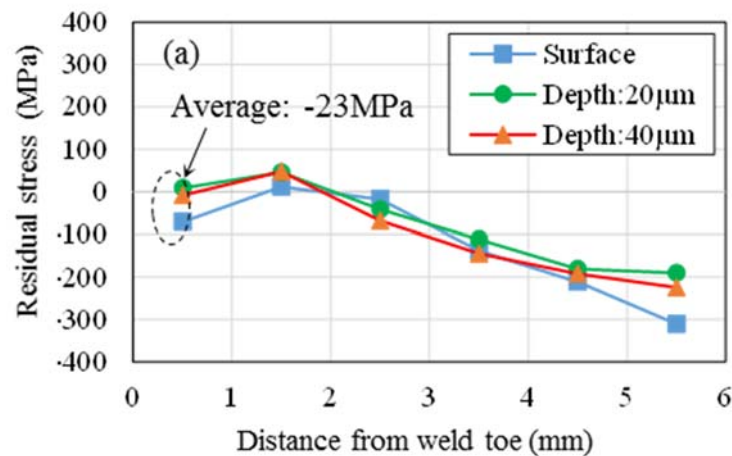


Fig. 6-9 Residual stresses near welded toes. (a) Joggled lap joint, (b) conventional lap joint.

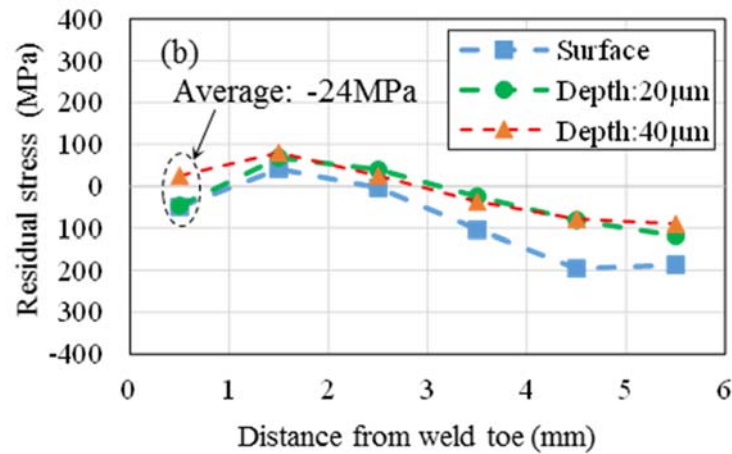


Fig. 6-9 Continued.

6.2.2.2 疲労特性

図 6-10 に公称応力範囲 $\Delta\sigma_n$ で試験結果を整理した各継手の S-N 曲線を示す．せぎり継手は従来継手に比べて疲労強度が高くなった．特に長寿命領域ほど従来継手に対するせぎり継手の疲労強度上昇量は大きくなっていった．

疲労き裂が生じた試験片の表面から観察した結果と疲労破面を図 6-11 に示す．せぎり継手では，図 6-11(a)に示すように，溶接金属の表面に形成された凹凸形状であるリップルパターンに沿って複数のき裂が発生し，それらが結合してき裂が進展していた．このとき，初期の個々のき裂はリップルパターンに沿って溶接金属側へ進んでいたため，隣り合う初期のき裂面のずれが大きく，疲労破面には深い段差が目立った．図 6-11(b)に示す従来継手もき裂がリップルパターンに沿って溶接金属側へ進んでいたが，せぎり継手に比べると隣り合う初

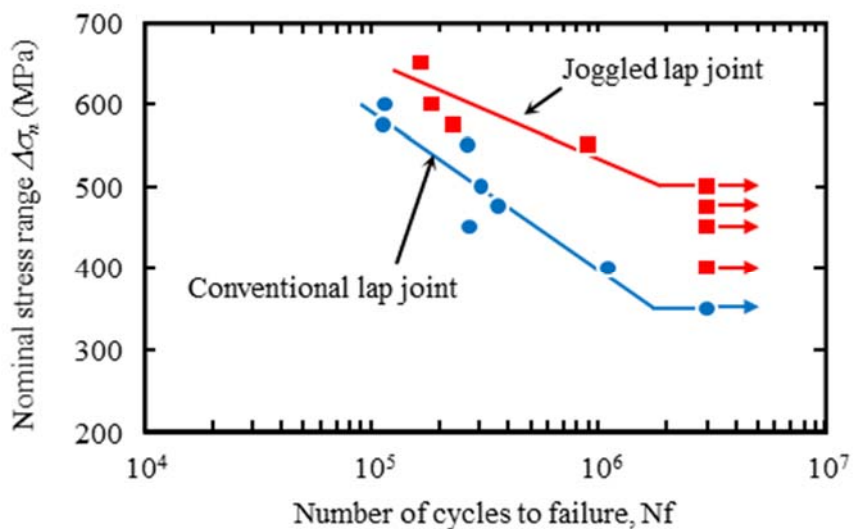


Fig.6-10 Fatigue performances of arc welded lap joints.

期のき裂面のずれは小さくなっていた。図 6-12 には、応力範囲 600 MPa で試験したせぎり継手(図 6-12(a))と、応力範囲 550 MPa で試験した従来継手(図 6-12(b))における溶接止端部近傍の断面を示した。いずれの継手においても溶接止端部近傍の溶接金属からき裂が発生し板厚方向へき裂が進展していた。

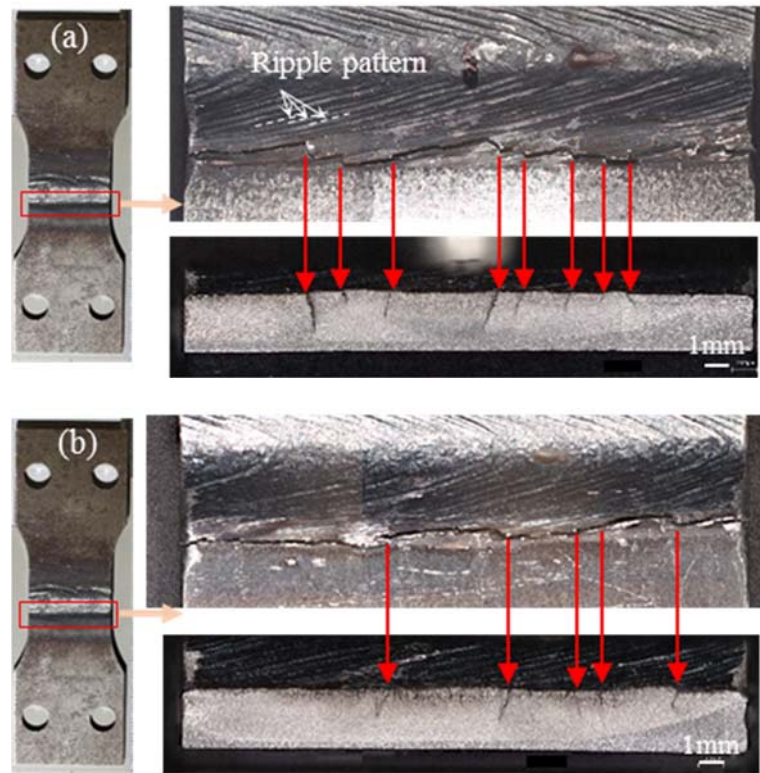


Fig.6-11 Fracture surfaces after fatigue tests. (a) Joggled lap joint, (b) conventional lap joint.

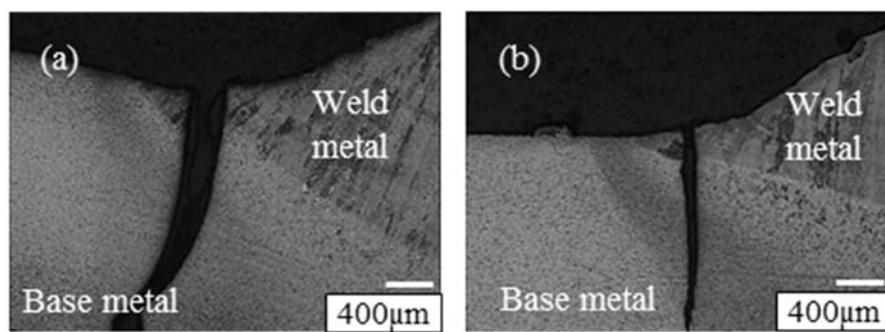


Fig.6-12 Crack initiation area around weld toe. (a) Joggled lap joint, (b) conventional lap joint.

6.2.3 考察

6.2.3.1 疲労特性に及ぼす溶接部近傍硬さと残留応力の影響

図 6-8 に示した硬さ分布をみるといずれの継手においても溶接止端部近傍に HAZ 軟化していたにもかかわらず、せぎり継手と従来継手ともに溶接止端部近傍の溶接金属部からき裂

が発生していた．き裂が発生した位置の溶接金属の硬さはほぼ同じであったため，き裂発生に対する HAZ 軟化の影響はなかったと考えられる．また，図 6-9 に示した残留応力分布をみると，溶接部近傍の残留応力はせぎり継手と従来継手でほとんど同じであり，いずれもわずかな圧縮応力が残存しているのみであった．このことから疲労特性に及ぼす溶接部近傍の残留応力の影響は小さかったと考えられる．

6.2.3.2 せぎり継手の疲労強度向上要因

せぎり継手と従来継手では継手の板合わせ面構造が異なることから，曲げ変形時の応力分布の違いが疲労強度に影響していることが考えられた．そこで，有限要素解析によりせぎり継手と従来継手における応力集中係数について検討した．

有限要素解析には LS-DYNA Ver971 の静的陰解法を用いた．図 6-13 に有限要素解析モデルを示す．曲率半径 ρ とフランク角度 θ をパラメータとした有限要素モデルを作成して解析を行った． ρ は 0.2mm から 3.0mm の範囲で変化させ， θ は従来継手の平均値に近い 135° とした．解析モデルでは上下の板間の接触を考慮した．要素は 2 次元平面ひずみ要素とし，母材部，溶接金属部ともにヤング率 206GPa，ポアソン比 0.3 の弾性体モデルとした．最小メッシュサイズは 0.02mm とし，試験片の片側端部の並進方向を完全拘束し，もう一方の端部の水平方向を並進自由とした．両端部から同一距離 L の位置に y 方向へ同荷重 P を負荷し，荷重点間で均一モーメントが生じるように解析した．図 6-13 に示す応力集中部で発生した最大主応力と一般部の主応力の比を応力集中係数 K_t として整理した．図 6-14 に K_t に及ぼ

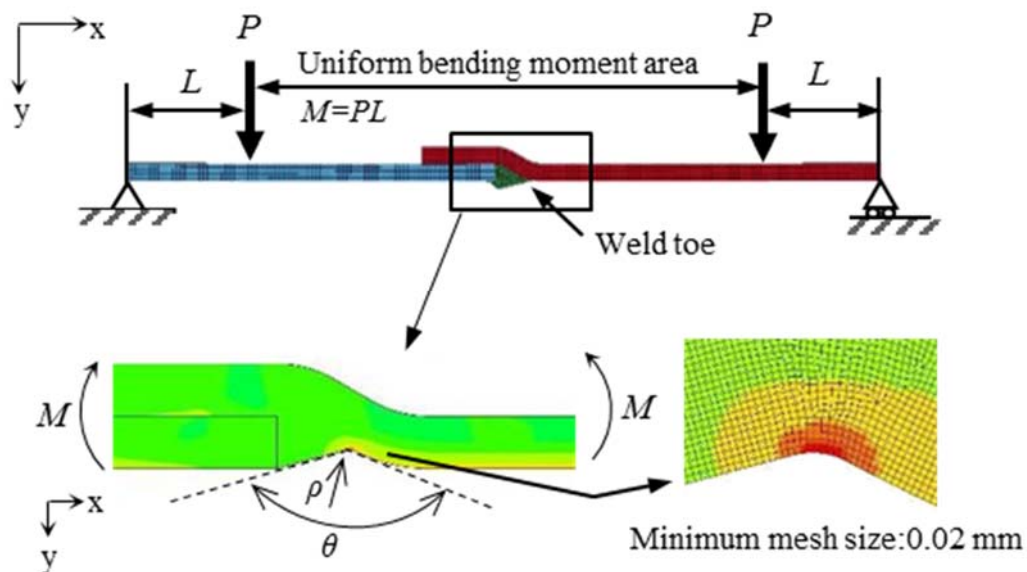


Fig.6-13 FEM analysis conditions of welded joints.

す ρ の影響を示す。両継手ともに ρ が小さくなると K_t が高くなった。特に ρ が1.0 mm以下で K_t は急激に増大した。せぎり継手の K_t を従来継手の K_t を比較すると、 ρ によらずせぎり継手の方が従来継手より約4.0%小さく、継手構造の影響がわずかに認められた。この理由として、せぎり継手では、疲労き裂が生じた溶接止端部における試験片長手方向（x軸）と直行する断面積が従来継手より大きくなっていることが考えられた。

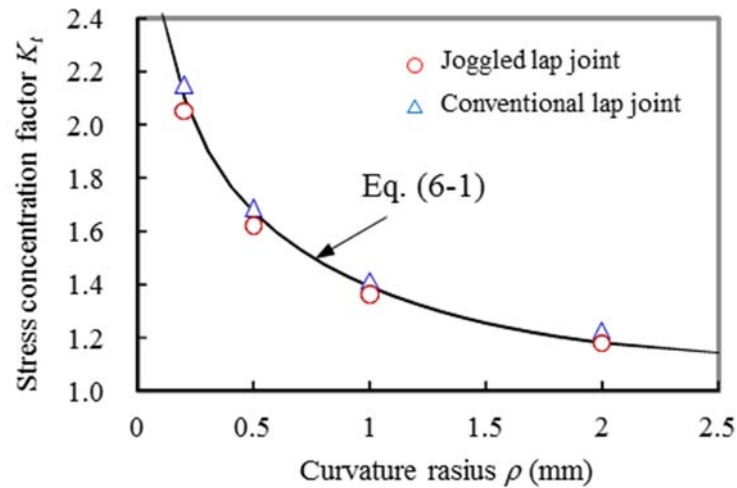


Fig.6-14 Influence of curvature radius on stress concentration factor in FEM analysis.

次に、従来の重ね隅肉溶接部の形状を図 6-15 のように定義し、曲げモーメントを受ける時の応力集中係数に及ぼすノッチ角の影響を表す式[6-5]とフィレット形状の影響を表す式[6-5]を用いて、溶接止端部の応力集中係数を式 (6-1) で計算した。

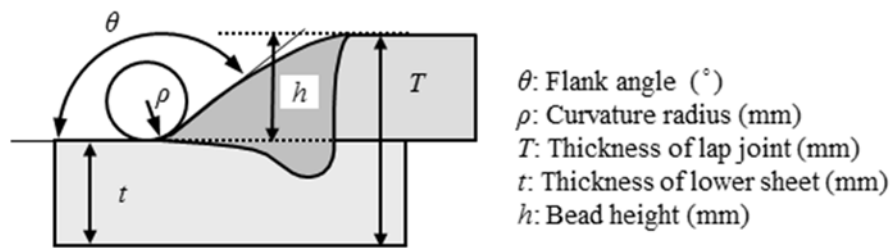


Fig.6-15 Toe shape parameters of lap fillet joint.

$$K_t = 1 + \left[\frac{1 - \exp\left\{-0.9\sqrt{\frac{T}{h}} \cdot (\pi - \theta)\right\}}{1 - \exp\left\{-0.9\sqrt{\frac{T}{h}} \cdot \left(\frac{\pi}{2}\right)\right\}} \right] \cdot \left[\frac{\tanh\left\{\frac{\left(\frac{T}{t} - 1\right)^{\frac{1}{4}}}{1 - \frac{\rho}{2t}}\right\}}{\left(\frac{\rho}{2t}\right)^{\frac{1}{3}}}\right] \cdot \left[\frac{0.13 + 0.65\left(1 - \frac{\rho}{2t}\right)^4}{\left(\frac{\rho}{2t}\right)^{\frac{1}{3}}}\right] \quad (6-1)$$

ここで、

T は重ね部の板厚(mm), t は下板の板厚(mm), h は溶接ビードの高さ(mm)である.

式(6-1)に、本研究の試験片寸法、 $t=h=2.3\text{mm}$, $T=4.6\text{mm}$ と有限要素解析に用いた $\theta=135^\circ$ を代入し、 ρ の変化にともなう K_t の変化曲線を図 6-14 に示すと、従来継手の有限要素解析結果にほぼ一致した. そこで、図 6-6 と図 6-7 に示した両継手の溶接止端部の ρ と θ の平均値を用いて K_t を求めた (以後、 $(K_t)_{ave}$ と呼ぶ). 従来継手の平均値を式(6-1)に代入すると $(K_t)_{ave}$ は 1.53, せぎり継手の平均値 $(K_t)_{ave}$ は 1.42 となった. これは溶接止端部の局所的な形状の違いによる応力集中係数の差である. さらに、有限要素解析で得られたように、従来継手とせぎり継手の板合わせ構造の違いにより生じる K_t の差を 4.0% とすると、せぎり継手の K_t はさらに低減して $(K_t)_{ave}=1.36$ と算出され、従来継手より約 11% 低減する. 以上より、せぎり継手は従来の重ね隅肉継手よりも溶接止端部の ρ と θ の平均値が大きいことおよび継手構造が異なることで溶接止端部の応力集中が低減されたことが疲労強度の向上と関係していたと考えられる.

6.2.3.3 疲労特性に及ぼす溶接止端部形状分布の影響

図 6-10 に示した S-N 線図の縦軸である公称応力範囲 $\Delta\sigma_n$ に前述の $(K_t)_{ave}$ を乗じて再整理した結果を図 6-16 に示す. $(K_t)_{ave} \cdot \Delta\sigma_n$ が 800 MPa 以上では両継手の疲労寿命は同程度となり、測定した止端部形状の平均値により得られた応力集中係数 $(K_t)_{ave}$ で疲労寿命が整理できた. しかし、低応力側での疲労寿命はせぎり継手の方が依然として長くなっていた.

溶接ワイヤと母材の溶融・凝固をとまなうアーク溶接で形成される溶接ビード止端部の ρ

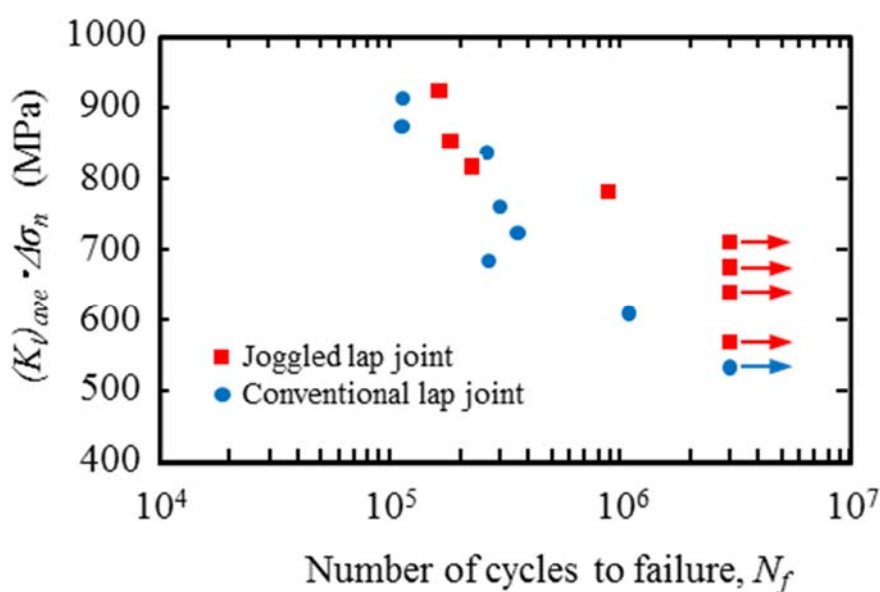


Fig.6-16 Relationship of true stress and fatigue life.

と θ は、形状測定した試験片内の断面ごとにばらつき、 ρ と θ は図 6-6 と図 6-7 に示すヒストグラムのように分布していた。特に曲率半径については、従来継手とせぎり継手で分布が大きく異なり、従来継手は全測定断面の平均値より小さい 0.5mm 以下の分布が大きかった。川原[6-6]は、溶接方法の異なる十字すみ肉溶接継手の溶接止端部の ρ と θ のばらつきの統計解析を行い、小さな ρ と θ が高い頻度で存在している試験片の方が片振引張疲労試験における疲労強度が低いことを示している。さらに川原は破面のビーチマーク観察により、小さい ρ と θ が高頻度で分布している試験片ほどき裂が密に発生し、それらが結合することで幅方向へ長く伸びた半楕円形き裂の形成が促進されることを示している。本研究の従来継手の試験片はせぎり継手より小さな ρ と θ が存在している頻度が高いため、き裂が密に発生し、それらが結合して幅方向へ大きく成長しやすかったと考えられる。一方、せぎり継手は従来継手よりき裂の発生が粗であったために、き裂が結合しにくく、疲労寿命が向上したと考えられる。また、発生したき裂は形状の厳しいリップパターンに沿って溶接金属側へ進展し、それらのき裂が結合することで図 6-11 に示したような段差の大きい疲労破面となるき裂成長が多く観察されたと考えられる。このようなき裂進展形態がせぎり継手における低応力側で顕著であったために、図 6-16 に示したように $(K_t)_{ave} \cdot \Delta\sigma_n$ が同等な条件においても、せぎり継手の方が従来継手より疲労寿命が長くなっていたと考えられる。

6.2.4 まとめ

アーク溶接重ね継手における板合わせ部の部品形状を変更したせぎり継手と従来の重ね隅肉溶接継手の平面曲げ疲労特性を比較し、以下の結果を得た。

- (1) せぎり継手の平面曲げ疲労強度は従来継手より向上した。
- (2) せぎり継手と従来継手は板合わせ構造が異なるため、せぎり継手の方が従来継手より溶接止端部における試験片長手方向と直行する断面積が大きくなる。また、溶接止端部におけるフランク角度と曲率半径の平均値はせぎり継手が従来継手より大きかった。これらによりせぎり継手の溶接止端部での応力が低減して疲労強度が向上したと考えられる。
- (3) フランク角度と曲率半径の平均値から算出された溶接止端部の応力集中係数を、公称応力に乗じた応力で S-N 線図を再整理し両継手の疲労寿命を比較したところ、低負荷応力の疲労寿命は従来継手よりせぎり継手の方が長かった。これは、せぎり継手は従来継手より溶接止端部で大きなフランク角度と曲率半径が存在している頻度が高く、疲労き裂発生確率を低くする効果、および進展寿命を向上させる効果が高かったためと考えられる。

6.3 コールドスプレー法による検討

6.3.1 実験方法

6.3.1.1 供試材，試験片およびコールドスプレー成膜条件

供試材には第 5 章 5.2.1 で示した鋼板と同じ板厚 2.9mm の引張強さ 980 MPa 級熱延鋼板を用いた。また，アーク溶接条件および疲労試験片形状も 5.2.1 に示した条件と同一条件とした。コールドスプレー処理には，Zn 単独粒子および鉄とアルミナ(Al_2O_3)からなる混合粒子を使用した。Zn 粒子を選択した理由は，疲労特性改善のほかにアーク溶接部の耐食性向上が期待できるためである。また，鉄と Al_2O_3 の混合粒子を選択した理由は，基材となる鋼板と同じ鉄粒子とすることで熱膨張係数差によるはく離が起きにくくなり，1500 MPa 級鋼板を基材とした先行研究において Al_2O_3 混合による接合強度の上昇が報告されているためである。図 6-17 に使用した粒子の電子顕微鏡写真を示す。図 6-17(a)は Zn 粒子の二次電子像を示しており，平均粒径 $35\mu\text{m}$ の Zn 粒子を用いた。鉄と Al_2O_3 の混合粒子は図 6-17(b)に示すように二次電子像では判別が難しく，図 6-17(c)に示すよう反射電子像で観察することで鉄と Al_2O_3 を判別することができた。反射電子像では Al_2O_3 が明るく，鉄が暗い色で観察されている。鉄粒子は粒径 $10\mu\text{m}$ から $45\mu\text{m}$ ， Al_2O_3 粒子は粒径 $20\mu\text{m}$ から $45\mu\text{m}$ のものを用いた。

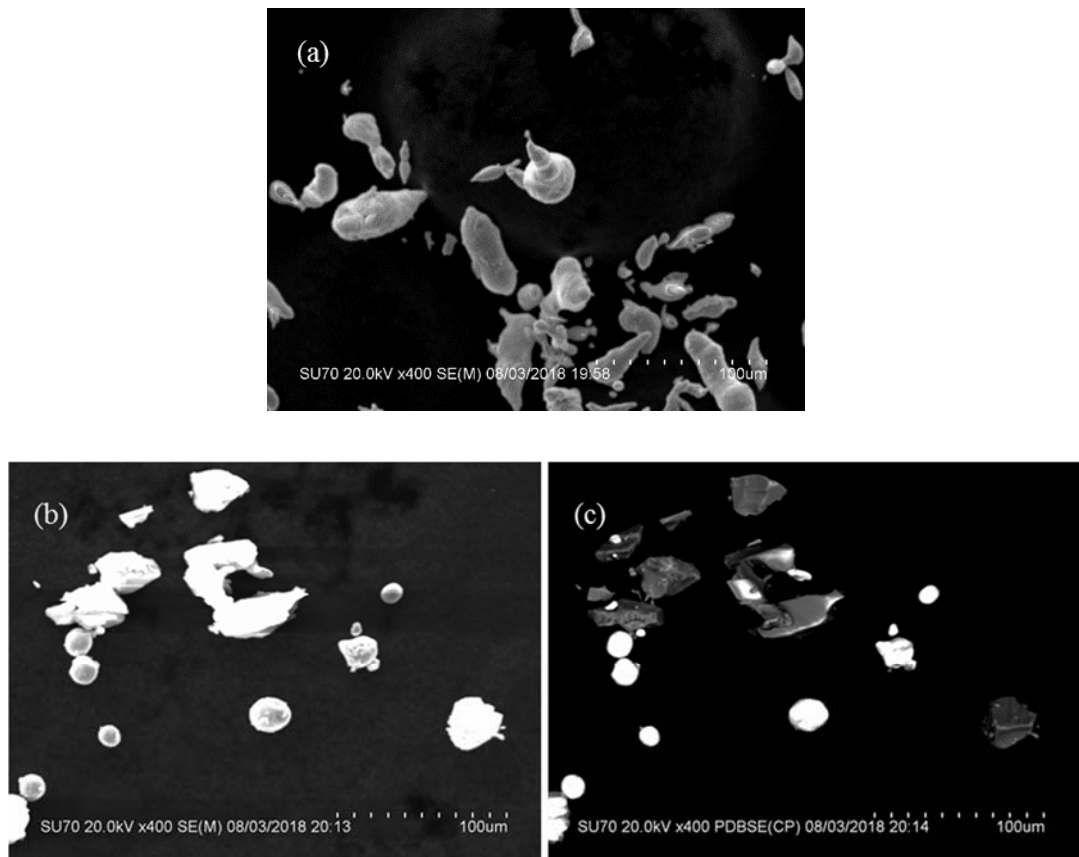


Fig. 6-17 Powders used for cold spray process. (a) Zn (secondary electron image), (b) Fe + Al_2O_3 (secondary electron image), (c) Fe+ Al_2O_3 (backscattered electron image).

使用した供試材は引張強度 980 MPa 級の超高強度鋼板であり，一般にコールドスプレー皮膜形成は難しいことが知られている．そこで，使用ガス，ガス圧力，ガス温度および混合粒子の混合比率を変化させた予備試験を行った．その結果，表 6-1 に示すコールドスプレー処理条件が適正であると判断した．Zn 粒子では，ガス温度 523K 一定の下でガス圧力を 0.6 MPa，1.5 MPa および 3.0 MPa と変化させて成膜試験を行った結果，0.6 MPa において熱膨張係数差によるはく離が生じ，3.0 MPa ではガス速度が高すぎたため皮膜の浮き上がりがみられた．この結果より，Zn 粒子ではガス圧力を 1.5 MPa と決定した．ガス温度については 598K での実験も行ったが 523K の条件と変化がなかったため 523K を選択した．鉄と Al₂O₃ の混合粒子では，鉄と Al₂O₃ の重量比での混合比率を 1：3，1：1 および 3：1 と変化させて成膜試験を行った．その結果，Al₂O₃ 比率が高い混合比率 1：3 では基材である鋼板を削るのみで成膜されず，Al₂O₃ 比率が低い混合比率 3：1 では皮膜が剥離しやすくなったため，安定的な成膜が確認された混合比率 1：1 を選択した．ガス圧力は 2.5 MPa から 4.0 MPa まで変化させた結果，最も低い 2.5 MPa で良好な皮膜が形成されたため 2.5 MPa とした．ガス温度は Zn より硬質な鉄および Al₂O₃ 粒子を用いるため，Zn 粒子の条件より高い 873K を選択した．以降に示す皮膜は，プラズマ技研製高圧型コールドスプレー装置(PCS-800)を用いて表 6-1 に示す条件で作製した．

Table 6-1 Cold spray conditions.

Powder (wt% ratio)	Gas	Gas pressure (MPa)	Gas temperature (K)	Number of coating pass
Zn	N ₂	1.5	523	4
Fe+Al ₂ O ₃ (1:1)	N ₂	2.5	873	10

6.3.1.2 残留応力測定方法

コールドスプレー処理した溶接継手の残留応力測定は $\cos\alpha$ 法で実施した．応力測定にはパルステック工業製ポータブル型 X 線残留応力測定装置 m-X360 を用いて X 線源には Cr 管球を使用し，溶接止端部直上を測定した．一方，溶接まま継手の残留応力測定は溶接止端部から 0.5mm 位置の鋼板表面における残留応力を $\sin^2\psi$ 法に基づいた X 線回折法で測定した．応力測定には位置精度が高い PSPC 付き微小応力測定装置（Rigaku AutoMATE）を使用し，側傾法で行った．コリメータ直径は 0.5mm とし，X 線応力定数には-317.9 MPa/deg.[3-4]を用いた．コールドスプレー処理した溶接継手および溶接まま継手ともに測定した残留応力の方向は試験片の長手方向とした．

6.3.1.3 疲労試験

疲労試験条件は第5章 5.2.3 に示した条件と同一とした。疲労試験後のいくつかの試験片について試験片を縦方向に切断後、その断面を研磨して走査型電子顕微鏡で観察した。他の試験片については疲労試験後、疲労破面を走査型電子顕微鏡で観察するために試験片を液体窒素で冷却して破断させた。

6.3.2 結果と考察

6.3.2.1 形成された皮膜形態

図 6-18 に鋼板表面及び溶接止端部近傍に形成されたコールドスプレー皮膜を示す。図 6-18(a)は鋼板表面に形成された Zn 皮膜を示しており、皮膜厚さは約 200 μm であった。図 6-18(b)は(a)の鋼板表面と Zn 皮膜の界面近傍を拡大して観察した結果である。界面に空孔はほとんど見られず良好に皮膜が形成されていた。図 6-18(c)は溶接止端部近傍に形成された Fe+Al₂O₃ 皮膜を示している。溶接止端部からほぼ 45° 方向で測定した最も厚い部分での皮膜厚さは約 200 μm となっていた。溶接まま継手の溶接止端部は、通常、ガラス質の溶接スラグに覆われているが、図 6-18(c)には溶接スラグがみられず、コールドスプレー処理により溶接スラグが除去されたのちに Fe+Al₂O₃ 皮膜が形成されていた。図 6-18(d)は鋼板表面と Fe+Al₂O₃ 皮膜の界面を角出して観察した結果である。皮膜内の白い部分は Al₂O₃ 粒子であり、灰色の部分は Fe 粒子に対応している。使用した Al₂O₃ 粒子の初期粒径は粒径 20 μm から 45 μm であり、形成された皮膜中の Al₂O₃ 粒子の粒径は明らかに初期粒径より小さいものが目立つため、コールドスプレー処理中に Al₂O₃ 粒子の多くは碎けて堆積していったことが伺える。Zn 皮膜の場合と同様に、Fe+Al₂O₃ 皮膜と鋼板表面の界面には空孔はほとんど認められず良好に皮膜が形成されていた。

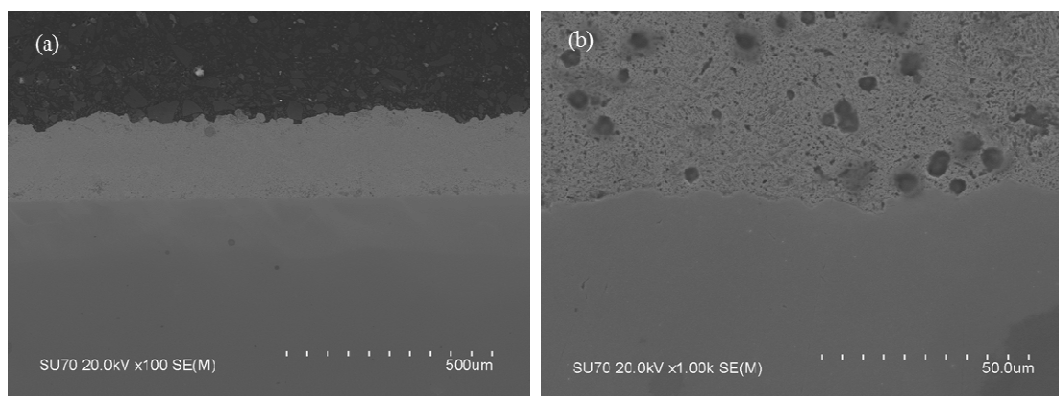


Fig. 6-18 Cold sprayed layers on steel sheet and weld. (a) Zn layer on steel sheet, (b) the vicinity of boundary between steel sheet and Zn layer, (c) Fe+Al₂O₃ layer in the vicinity of weld toe, (d) the vicinity of the boundary between steel sheet and Fe+Al₂O₃.

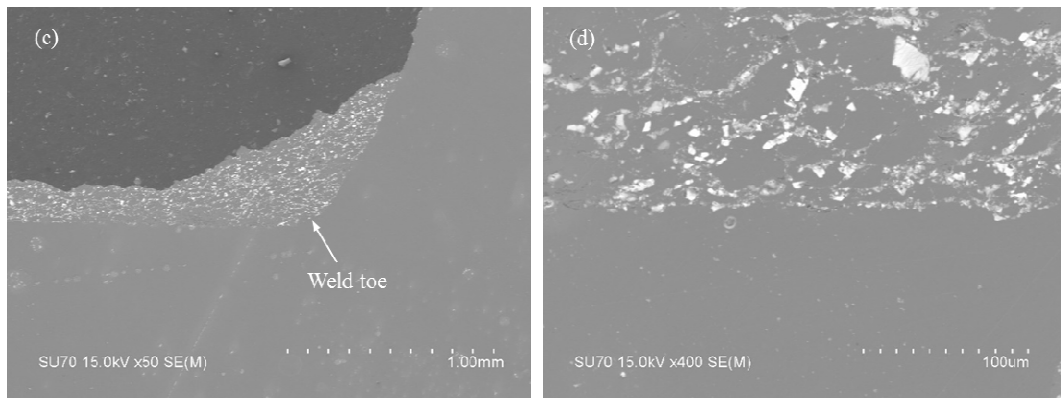


Fig. 6-18 Continued.

6.3.2.2 疲労特性と疲労き裂の発生および進展挙動

図 6-19 に溶接まま継手，コールドスプレー法で Zn 皮膜を形成した溶接継手および Fe+Al₂O₃ 皮膜を形成した溶接継手の S-N 線図を示す．コールドスプレー法で Zn 皮膜を形成した溶接継手は，応力範囲が約 345 MPa となる条件で疲労試験を行った．Zn 皮膜の溶接継手の疲労強度は，溶接まま継手と同程度で疲労強度の向上は認められなかった．一方，Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手の疲労強度は溶接まま継手と比較して，疲労限において 175 MPa（向上率 64%）の大幅な向上が確認された．

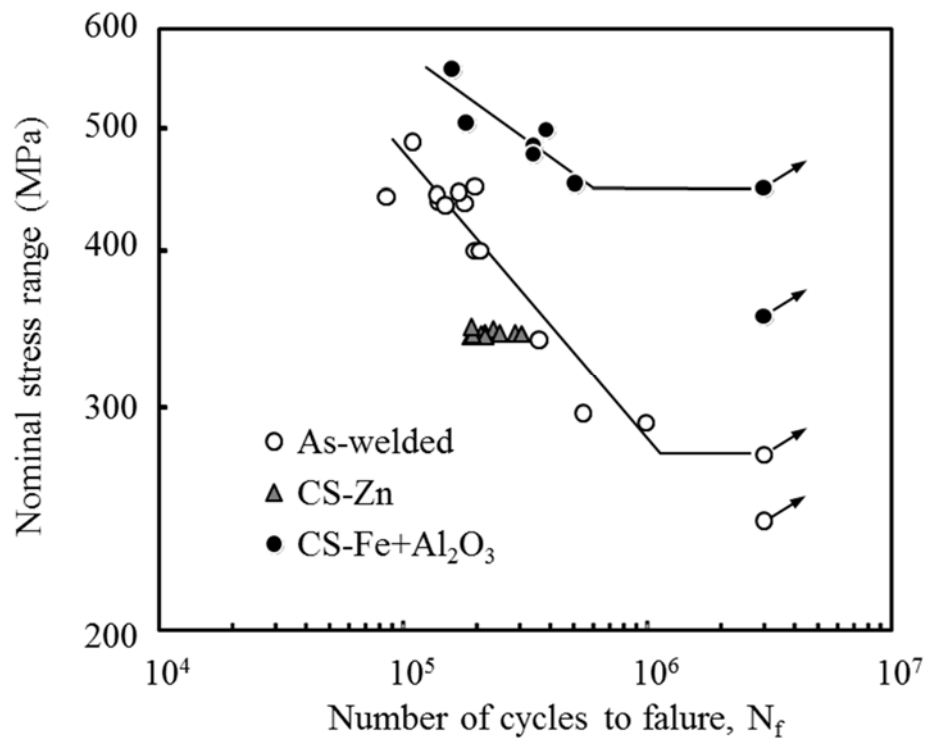


Fig. 6-19 Fatigue performances of as-welded joints and cold sprayed (CS) welded joints.

Zn 皮膜の溶接継手における疲労き裂の進展状況を確認するため、疲労試験後の試験片を長手方向に切断して溶接止端部近傍を観察した結果を図 6-20 に示す。図 6-20(a)より、疲労き裂の進展経路は Zn 皮膜と溶接金属の界面および溶接まま継手と同様に止端部から板厚方向へ向かっていた。図 6-20(b)は、(a)で示した止端部近傍をさらに拡大して観察して結果であり、この試験片では溶接止端部近傍の溶接金属側に僅かに溶接スラグが残っていることも観察された。これに対して、Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手における疲労き裂は、図 6-21 に示すように、皮膜内の進展が観察された。このとき、図 6-21(c)からわかるように、溶接止端部近傍の Fe+Al₂O₃ 皮膜と鋼板の界面の一部を疲労き裂が進展する特徴が認められた。

次に、疲労破面観察結果を示す。図 6-22 に疲労強度が向上した Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手と溶接まま継手の疲労破面を示す。図 6-22(a)は Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手の破面を示しており、破断面全体のうち平坦な領域が疲労破面、凹凸が顕著な領域は疲労試験後に破壊させた破面である。また、図 6-22(b)は溶接まま継手の破面を示している。疲労破面の様相は Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手と溶接まま継手で同様に、試験片板厚方向に対して溶接止端部近傍での試験片幅方向に広がった形となっていた。これに対して、ビーチマーク試験で得られた Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手と溶接まま継手のき裂進展の特徴は大きく異なった。図 6-23(a)と(b)はそれぞれ Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手と溶接まま継手で得られたビーチマークを示している。(b)は第 5 章の図 5-9(e)を再度示したものである。(b)に示す溶接まま継手のビーチマークは溶接止端部近傍での進展が板厚方向に比べて幅方向に大きく広がった特徴が認められた。これは、溶接止端部から生じた多数の疲労き裂がき裂進展の初期に連結して浅い幅広のき裂形状になったためと考えられる。一方、(a)に示す Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手のビーチマークは溶接まま継手に比べてき裂進展初期での幅方向への広がりが遅かったことを示していた。(a)のビーチマークの特徴は、第 5 章の図 5-9(c), (d), (g)および(h)に示した溶接止端部を半径 1.0mm あるいは 1.5mm で研削して溶接止端部の応力集中を低減させた継手での特徴に類似していた。

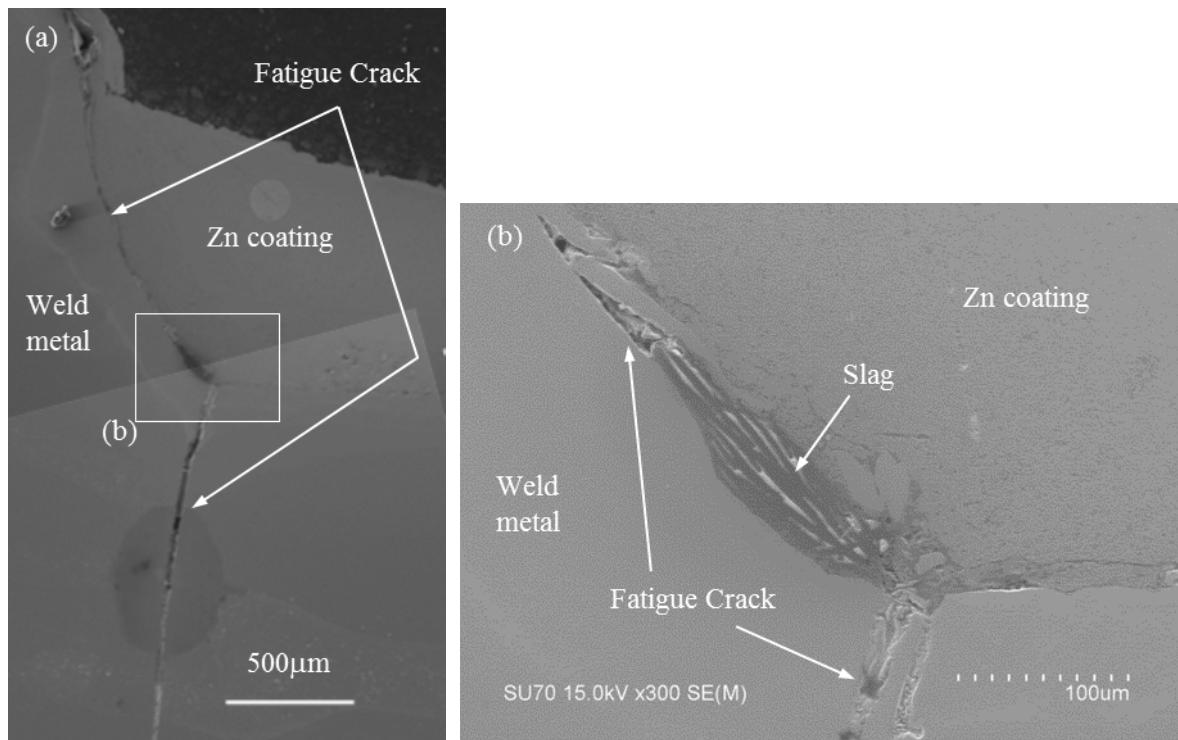


Fig. 6-20 Fatigue crack of CS-Zn welded joint after fatigue test. (a) Cross section in the vicinity of weld toe, (b) higher magnification of (a).

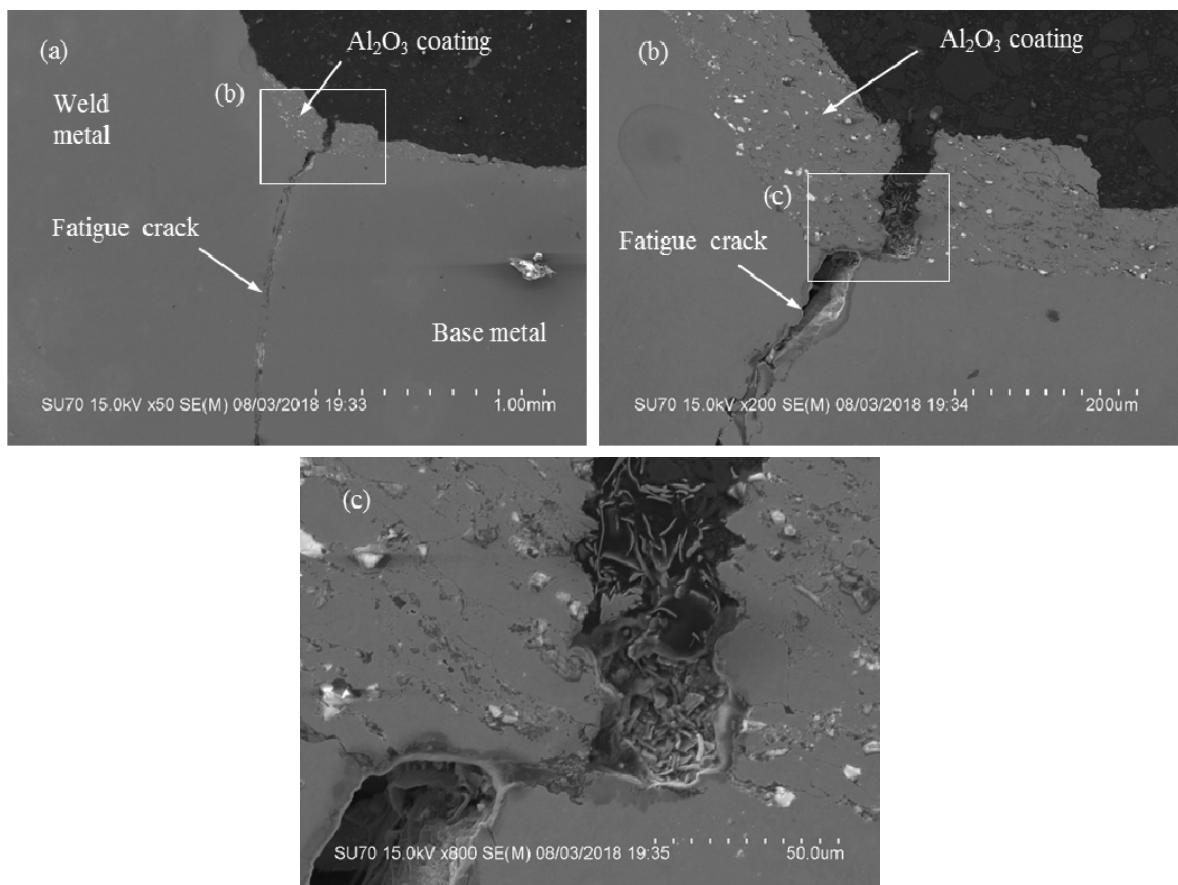


Fig. 6-21 Fatigue crack of CS-Fe+Al₂O₃ welded joint after fatigue test. (a) Cross section of the welded joint, (b) higher magnification of (a), (c) higher magnification of (b).

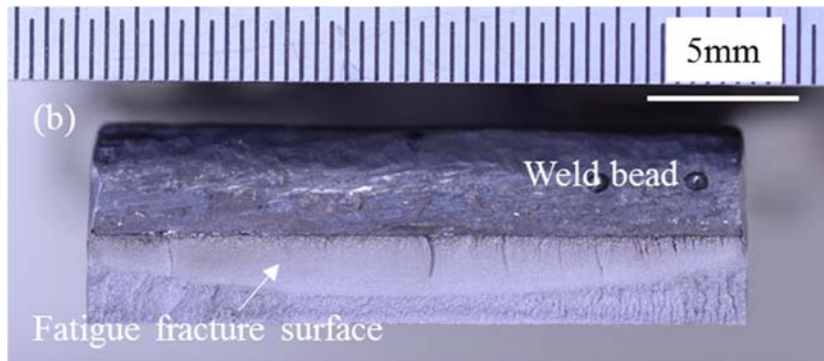
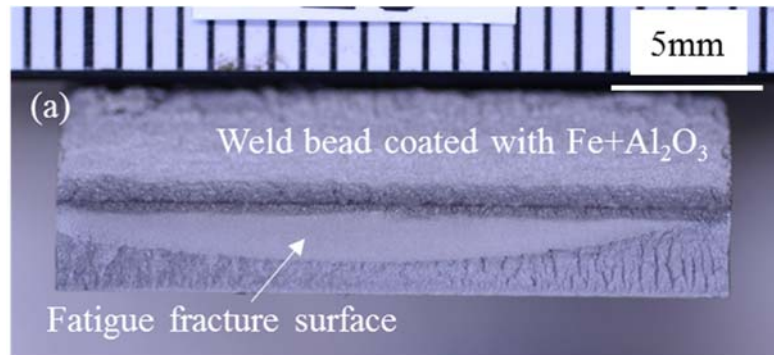


Fig. 6-22 Fatigue fracture surfaces of welded joints after constant load rage fatigue test. (a) CS-Fe+Al₂O₃ welded joint, (b) as-welded joint.

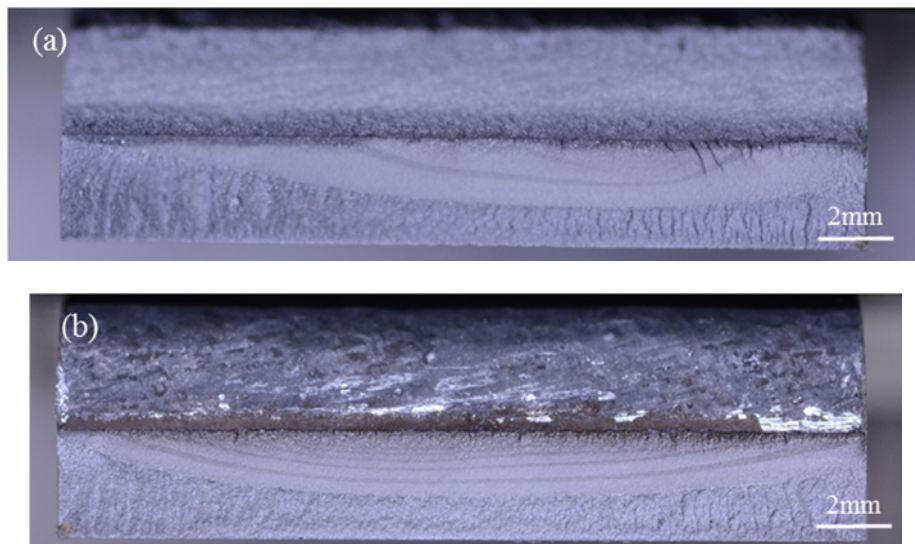


Fig. 6-23 Fatigue fracture surfaces of welded joints after beach mark test. (a) CS-Fe+Al₂O₃ welded joint, (b) as-welded joint.

図 6-24 は、図 6-23(a)に示した Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手のビーチマークをつけた破面を試験片裏側から斜めに観察して、Fe+Al₂O₃ 皮膜内の破面の様相を調査した結果である。図 6-24(d)に示すように Fe+Al₂O₃ 皮膜内にストライエーションとみられる破面様相が観察され

た. このことから, 皮膜内も基材となる溶接金属および母材鋼板と同様に, き裂先端での微小なストレッチングの痕跡を残しながら疲労き裂が進展する挙動を示していたことがわかった.

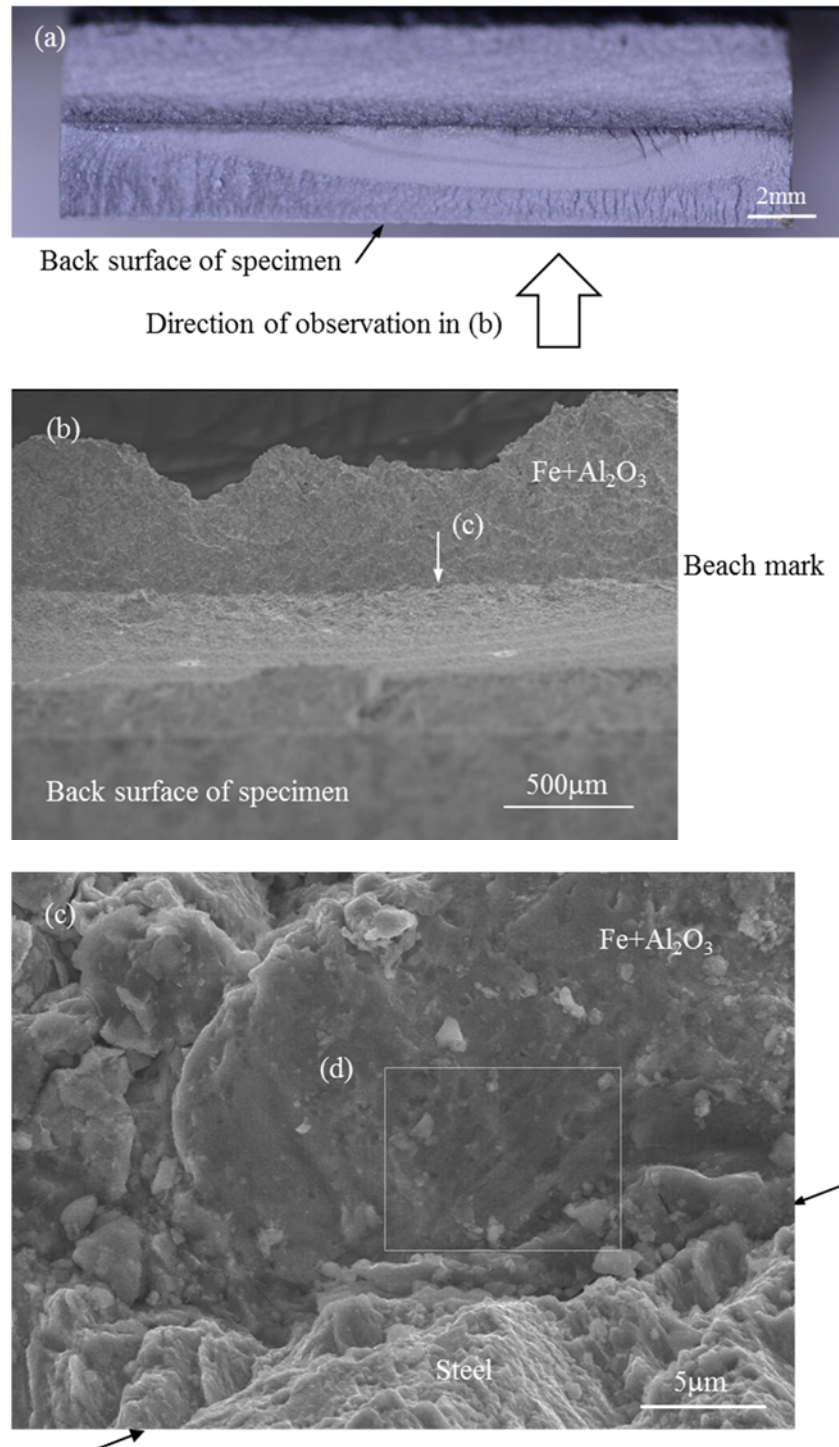


Fig. 6-24 Fatigue fracture surface of CS-Fe+Al₂O₃ welded joint after beach mark test. (a) Direction of observation, (b) fatigue fracture surface, (c) higher magnification of (b), (d) higher magnification of (c).

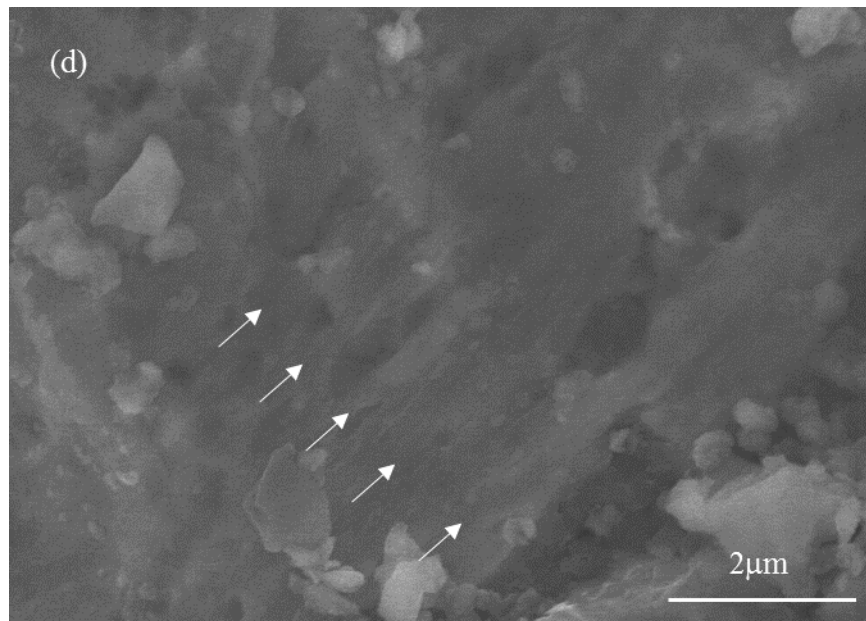


Fig. 6-24 Continued.

6.3.2.3 コールドスプレー法による疲労特性改善の要因

コールドスプレー法は、粒子衝突により発生する圧縮残留応力とコールドスプレー皮膜の形成による溶接止端部の応力集中緩和を狙った疲労特性改善手法である。溶接止端部近傍における残留応力を図 6-25 に示す。溶接まま継手では溶接止端部近傍の表面に 45 MPa の引張応力が発生していた。この値は、第 5 章の図 5-12 に示した溶接まま継手で溶接止端部に最も近い測定位置での残留応力の平均である。Zn 皮膜の溶接継手の皮膜表面では 22 MPa の引張応力となっていた。溶接まま継手より引張応力は低くなっていたが、その変化は僅かであり、誤差範囲内であると考えられる。Zn 皮膜の場合に残留応力の変化が小さかった理由として、今回対象とした溶接継手は 980 MPa 級超高強度材であったため、柔らかい Zn 粒子では疲労き裂が発生する溶接止端部を十分に打撃加工することができなかったことが挙げられる。図 6-20(b)に示した Zn 皮膜の溶接継手で溶接止端部近傍に溶接により生成された溶接スラグが残存していたことから Zn 粒子での衝撃不足が伺えた。これに対して、Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手では皮膜表面の残留応力は約 330 MPa の圧縮残留応力になっており、Fe+Al₂O₃ 混合粒子での溶接止端部近傍の衝撃が有効性であったことがわかった。コールドスプレー皮膜形成のもう一つの狙いである溶接止端部の形状緩和効果については、図 6-23 に示した Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手のき裂進展の特徴が第 5 章の図 5-9 に示した溶接止端部を研削して応力集中を低減させた継手のき裂進展の特徴とよく似ていたことから、溶接止端部の形状緩和効果も考えられる。そこで、Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手の止端部形状を計測し、その結果を反映した有限要素解析を行って応力分布を求めて疲労寿命予測することを試みた。止端部形状の計測は第 5 章と同様に非接触 3 次元形状測定装置で行い、疲労

寿命計算も第 5 章と同様な破壊力学的アプローチにより実施した。溶接止端部を覆う皮膜部の曲率半径は 0.5mm とした。寿命予測においては、皮膜の繰返し降伏応力、結晶粒径、き裂伝播速度などが必要となるが、現時点で測定されたデータがないため、以下の通りに仮定した。Ogawa ら[6-7]は高炭素鋼皮膜硬さが約 300Hv であったと報告していることから、第 5 章の図 5-18 を用いて、本対象材では繰返し降伏応力を 440 MPa とした。結晶粒径は図 6-18(d)の観察結果から 10 μ m と 30 μ m の 2 水準を仮定した。き裂伝播速度とその他の定数は第 5 章で採用した数値を仮定した。疲労寿命予測結果を図 6-26 に示す。3 x 10⁵ 未満の疲労試験データと予測結果に良好な対応がみられた。それより長寿命域では予測結果の疲労強度が試験結果よりわずかながら高くなった。コールドスプレー皮膜の粗さは有限要素モデル反映していないため、コールドスプレー皮膜の粗さによる皮膜表面近傍の応力集中を考慮する必要があることが考えられる。また、コールドスプレーによる圧縮残留応力を疲労寿命予測では考慮していないため、この圧縮残留応力を反映させると疲労寿命予測結果は更に高寿命になると推察される。この点については、Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手に対して残留応力除去熱処理を施した後の疲労特性を調査して疲労予測結果と比較することで明確にすることができると考えられ、今後の検討対象としたい。本寿命予測は材料特性値などについて粗く仮定した計算であるが、コールドスプレーによる溶接止端部形状の緩和の効果がある程度予測できていると考えられる。

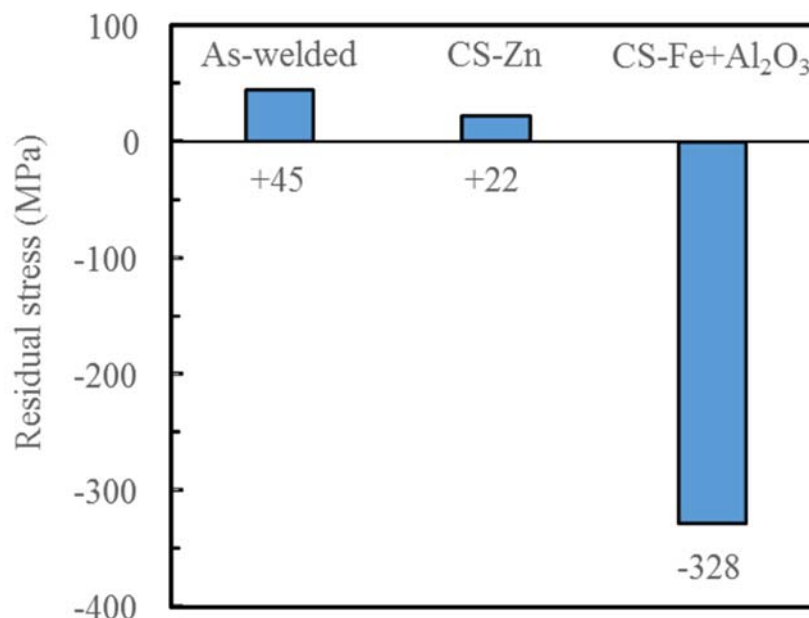


Fig. 6-25 Residual stresses of as-welded joint and cold sprayed (CS) welded joint.

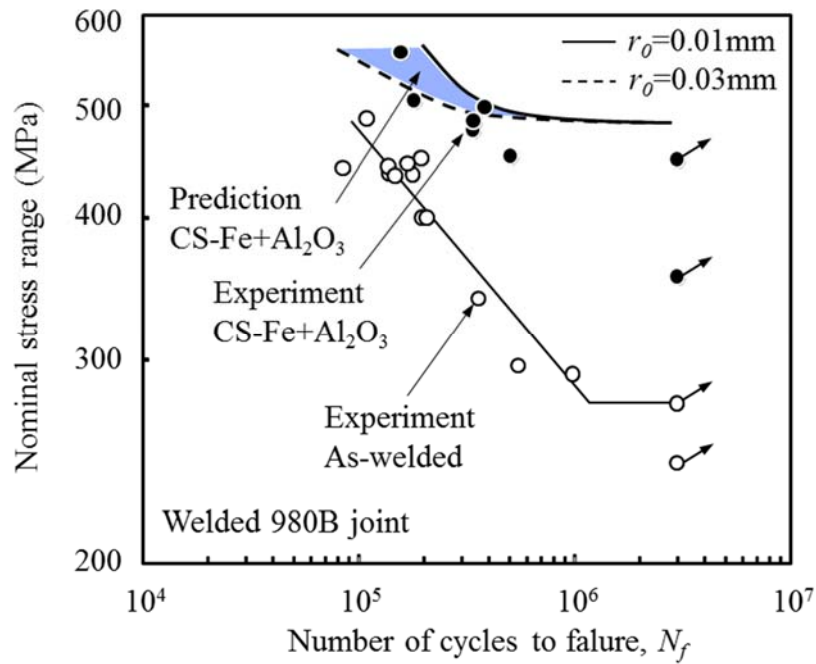


Fig. 6-26 Comparison of predicted total fatigue life with experimental fatigue life.

6.3.3 まとめ

コールドスプレー法での表面改質による疲労強度改善手法を試み、以下の知見を得た。

- (1) Zn 皮膜の溶接継手では疲労特性の向上は認められなかった。一方、Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手では疲労限において 175 MPa（向上率 64%）の大幅な向上が確認された。
- (2) Zn 皮膜の溶接継手では疲労特性の向上は認められなかった理由として、980 MPa 級鋼板が Zn 粒子より大幅に硬質であるため溶接部および鋼板へのコールドスプレーによる打撃効果が顕著に低かったためと考えられた。
- (3) 硬質な Fe+Al₂O₃ 混合粒子は 980 MPa 級鋼板に対する打撃効果が高く、溶接止端部近傍に高い圧縮残留応力を発生させるとともに皮膜を形成することで止端部形状を緩和させる効果も得られたためと考えられた。
- (4) 以上のことから、本章で試みた 2 種類の手法は超高強度鋼板の溶接継手のアーク溶接部の疲労特性を向上させる新しい技術として有効であることが明らかになった。
- (5) Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手について第 5 章と同様に破壊力学的アプローチによる疲労寿命予測を行い、材料特性値などについて粗い仮定を置いたものであるがコールドスプレー皮膜による溶接止端部形状の緩和により疲労特性が向上する傾向をある程度予測できることを示した。

6.4 まとめ

超高強度鋼板である 980 MPa 級熱延鋼板のアーキ溶接継手部の疲労特性を向上させるために、(1)部品形状の局所的な変更のみによる疲労強度改善手法、(2)コールドスプレー法での表面改質による疲労強度改善手法の 2 つの改善手法について検討した。(1)は構造的な荷重伝達と溶接止端部形状の変化を考慮したものであり、(2)は溶接止端部形状の緩和と止端部近傍への圧縮残留応力付与を考慮したもので、これまでに報告されていない試みである。

部品形状の局所的な変更のみによる疲労強度改善手法では以下の知見を得た。

- (1) せぎり継手の平面曲げ疲労強度は従来継手より向上した。
- (2) せぎり継手と従来継手は板合わせ構造が異なるため、せぎり継手の方が従来継手より溶接止端部における試験片長手方向と直行する断面積が大きくなる。また、溶接止端部におけるフランク角度と曲率半径の平均値はせぎり継手が従来継手よりも大きくなる傾向を示した。これらによりせぎり継手の溶接止端部での応力が低減して疲労強度が向上したと考えられる。
- (3) フランク角度と曲率半径の平均値から算出された溶接止端部の応力集中係数を、公称応力に乗じた応力で S-N 線図を再整理し両継手の疲労寿命を比較したところ、低負荷応力の疲労寿命は従来継手よりせぎり継手の方が長くなる傾向を示した。これは、せぎり継手は従来継手より溶接止端部で大きなフランク角度と曲率半径が存在している頻度が高く、疲労き裂発生確率を低くする効果、および進展寿命を向上させる効果が高かったものと考えられる。

また、コールドスプレー法での表面改質による疲労強度改善手法では以下の知見を得た。

- (4) Zn 皮膜の溶接継手では疲労特性の向上はみられなかった。一方、Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手では疲労限において 175 MPa（向上率 64%）の大幅な向上がみられた。
- (5) Zn 皮膜の溶接継手では疲労特性の向上はみられなかった理由は、980 MPa 級鋼板が Zn 粒子より大幅に硬質であるため溶接部および鋼板へのコールドスプレーによる打撃効果がなかったためと考えられた。
- (6) 硬質な Fe+Al₂O₃ 混合粒子は 980 MPa 級鋼板に対する打撃効果が高く、溶接止端部近傍に高い圧縮残留応力を発生させるとともに皮膜を形成することで止端部形状を緩和させる効果も得られたと考えられた。
- (7) 以上のことから、本章で試みた 2 種類の手法は、超高強度鋼板の溶接継手のアーキ溶接部の疲労特性を向上させる新しい技術として有効であることを明らかにした。

第 6 章 参考文献

- [6-1] 内原正人ほか. 熱延アーク溶接継手の疲労限度に及ぼす金属学的性質の影響. 鉄と鋼. 2000, Vol.86, No.5, p.52-58.
- [6-2] 片岡時彦ほか. プラズマ・アークハイブリッド溶接技術. JFE 技報. 2014, No.34, pp.64-70.
- [6-3] R. Kasai, Y. Umehara, R. Suzuki. IIW2009 Doc. 212-1149-09, XII-1970-09, VI 984-09.
- [6-4] 中野隆ほか. 母材打撃ピーニングによる溶接継手疲労強度向上策と機械化施工法の開発. JFE 技報. 2014, No.34, pp.71-76.
- [6-5] 西田正孝. 応力集中. 東京, 森北出版, 1967, p. 47, 638.
- [6-6] 川原正言. 溶接継手の疲労強度評価における二, 三の問題. 圧力技術. 1981, Vol.19, No.1, pp.2-9.
- [6-7] Kazuhiro OGAWA, Satoshi AMAO, Nobuyuki YOKOYAMA, Kousuke Ootaki. Improvement of Deposition Efficiency and Control of Hardness for Cold-Sprayed Coatings using High Carbon Steel/Mild Steel Mixture Powder. Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering 5(12), pp.793-802, 2011.

第7章 結論

自動車用薄板構造体の疲労寿命予測技術と疲労強度向上技術に関する検討を行った。本研究により得られた知見を各章ごとにまとめ、以下に示す。

第 1 章においては、本研究の背景として自動車における安全化要求の高まり、地球温暖化防止および経済性の観点から高強度材の適用が進む自動車用薄板構造体に対して適切な疲労予測技術と疲労向上技術が必要であることを示した。

第 2 章においては、自動車ボディで多用されるスポット溶接部の疲労寿命予測手法について、複数のスポット溶接部が破断する場合でも高い精度で予測できる手法の提案を行った。得られた知見は以下の通りである。多点スポット溶接継手の各スポット溶接部の破壊挙動は単点スポット溶接継手の溶接部と同様に疲労き裂発生後、急激にき裂が進展する破壊挙動を示した。このため、疲労寿命予測のための多点スポット溶接部を有する構造体の有限要素解析では破壊したとみなした溶接部に相当するビーム要素はその時点で取り除く方法が適切と考えられた。この方法に基づき、実機の疲労寿命予測を行った結果、本提案手法の有効性が確認され、特に、破壊する溶接部が近接する場合では 2 番目以降の破壊溶接部の寿命予測精度が大幅に向上した。

第 3 章においては、自動車のシャシー部品に存在するせん断加工部の疲労特性についてその支配因子を明確にし、破壊力学的アプローチに基づいて孔付き試験片の疲労寿命予測を試みた。また、残留応力のみに焦点を絞りその影響を定量的に検討した。得られた知見は以下の通りである。打抜き孔の破断面領域の粗さが疲労特性を最も支配する因子であり、粗さが大きい場合には、打抜きままの当初からき裂の存在が認められ、き裂進展寿命がほぼ全疲労寿命を占めていることが疲労寿命予測結果から示唆された。上記の打抜きまま端面で認められたき裂は、粗大炭化物とフェライト相を有する鋼板で生じ、粗大炭化物とフェライト相の境界に発生した多数のボイドが連結して端面に現れるために形成されることを明らかにした。一方、フェライト相とマルテンサイト相からなる二相組織鋼では二相の境界にボイド生成はほとんどみられなかった。このような加工端面の特徴を有する二相組織鋼ではき裂発生寿命とき裂進展寿命の和から予測した全寿命で S-N 線図をほぼ予測できた。打抜き孔をもつ鋼板の疲労限に及ぼす残留応力の影響は、き裂発生位置における繰返し負荷後に安定した引張残留応力とその場所での材料の引張強さを用いた修正グッドマン線図により評価できた。

第 4 章においては、アーク溶接継手部の疲労寿命を予測するための新たな評価指標を検討した。得られた知見は以下の通りである。応力解析で得られた溶接ビード止端部位置における鋼板表面の応力である従来の構造応力を評価指標として疲労試験データを整理すると、

疲労寿命は曲げ比（止端部位置における引張応力と曲げ応力の和に対する曲げ応力の比）に依存してばらつきが大きくなることを明らかにした．そこで，曲げ比の影響を抑制した高精度な疲労寿命予測を実現するために，曲げ応力の 1/2 と引張応力の和を等価引張応力と呼ぶこととし，それを評価指標とすることを提案した．本提案手法は粗い要素寸法の有限要素モデルで使え，評価指標もシンプルであるため，評価する溶接部が広範囲となる実構造体の疲労評価に対して有効な評価手法になると考えられた．

第 5 章においては，980 MPa 級と 440 MPa 級熱延鋼板の溶接まま継手および止端部を研削した継手の平面曲げ疲労特性に及ぼす止端部形状の影響を調査した．さらに，破壊力学に基づく疲労寿命予測を行い，疲労寿命に及ぼす溶接止端部の微小形状の影響を議論した．得られた知見は以下の通りである．溶接まま継手の疲労き裂は，溶接止端部近傍の溶接金属に形成されたリップルパタンの底から生じていることが確認された．板厚方向のき裂進展の特徴として，疲労き裂が生じた後の初期き裂進展は最大主応力が関係し，表面から板厚の約 1/4 より以降のき裂進展経路は長手方向応力が関係した．平面曲げ疲労試験での疲労破面成長の特徴として，表面き裂はき裂深さが約 0.5mm に到達するまで急激に試験片幅方向に成長し，その後，き裂深さ方向の成長比率が増加した．再引張塑性域形成荷重 (Re-tensile plastic zone generated (RPG) load) 基準の有効応力拡大係数範囲 ΔK_{RPG} を用いた方法で予測したき裂発生寿命と，一般的な Paris 則を用いた手法で予測したき裂進展寿命の和から全寿命を予測した結果，止端部を研削した継手の予測結果は試験結果によく対応していた．一方，溶接まま継手の場合，440 MPa 級鋼板の継手では予測全寿命が試験結果にはよく対応していたが，980 MPa 級鋼板の継手では疲労限の予測が試験結果に対して大幅に高くなった．この要因として疲労き裂が生じた溶接止端部に存在するリップルパタンによる応力集中を 980 MPa 級鋼板の継手では考慮する必要が示唆された．

第 6 章においては，超高強度鋼板である 980 MPa 級熱延鋼板のアーク溶接継手部の疲労特性を向上させるために，(1) 部品形状の局所的な変更のみによる疲労強度改善手法，(2) コールドスプレー法での表面改質による疲労強度改善手法の 2 つの改善手法について検討した．得られた知見は以下の通りである．せぎり継手の疲労強度は従来継手より向上した．溶接止端部の多数断面の形状測定結果から，せぎり継手は従来継手より大きなフランク角と曲率半径が溶接止端部に存在する頻度が高く，疲労き裂発生確率を低くする効果，および進展を遅延させる効果が高かったと考えられた．また，コールドスプレー法での表面改質による疲労強度改善手法において，Zn 皮膜の溶接継手では疲労特性の向上はみられなかったが，Fe+Al₂O₃ 皮膜の溶接継手では疲労限において 175 MPa（向上率 64%）の大幅な向上がみられた．Zn 皮膜で疲労特性の向上がみられなかった理由として Zn 粒子が 980 MPa 級鋼板より大幅に軟質であり打撃効果がなかったためと考えられた．硬質な Fe+Al₂O₃ 混合粒子

は 980 MPa 級鋼板に対する打撃効果が高く，溶接止端部近傍に高い圧縮残留応力を発生させるとともに皮膜を形成することで止端部形状を緩和させる効果も得られたためと考えられた．以上のことから，試みた 2 種類の手法は超高強度鋼板の溶接継手のアーク溶接部の疲労特性を向上させる新しい技術として有効であることが明らかになった．

最後に各章において得られた知見を総括すると，多数のスポット溶接部を有する車体ではスポット溶接部の破断を考慮した疲労寿命予測手法を用いること，また，シャシーのアーク溶接部においては等価引張応力を評価指標とすることで予測精度が向上することが明らかとなった．また，せぎり継手およびコールドスプレー法が新たなアーク溶接部の疲労向上技術として有効であることも明らかとなった．これらの知見により，自動車の車体およびシャシーを高強度化して薄肉化することで自動車の軽量化に寄与できるものとする．

Appendix A. 応力集中場に存在する表面き裂最深部の K 値算定近似法

図 A.1 に溶接継手の応力解析で得られた応力集中場に存在する表面き裂の最深部の応力拡大係数 $K_{(a)}$ を近似する方法を示す[5-19][5-8]. $K_{(a)}$ は式(A-1)で算定される.

$$K_{(a)} = K_{(b)} K_{(c)} / K_{(d)}. \quad (\text{A.1})$$

$K_{(b)}$ の値は式(A.2)で算定される[5-30][5-19].

$$K = (\sigma_t + H \sigma_b) \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \cdot F \quad (\text{A.2})$$

ここで

$$\begin{aligned} \sigma_t &= (\sigma_s + \sigma_{eb})/2, \\ \sigma_b &= (\sigma_s - \sigma_{eb})/2, \\ Q &= 1 + 1.464(a/c)^{1.65}, \\ F &= \{M_1 + M_2(a/t)^2 + M_3(a/t)^4\} f_\phi \cdot g \cdot f_w, \\ M_1 &= 1.13 - 0.09(a/c), \\ M_2 &= -0.54 + 0.89/(0.2 + a/c), \\ M_3 &= 0.5 - 1/(0.65 + a/c) + 14(1 - a/c)^{24}, \\ f_\phi &= \{(a/c)^2 \cos^2 \phi + \sin^2 \phi\}^{1/4}, \\ g &= 1 + \{0.1 + 0.35(a/t)^2\} (1 - \sin \phi)^2, \\ H &= H_1 + (H_2 - H_1) \sin^p \phi, \\ p &= 0.2 + (a/c) + 0.6(a/t), \\ H_1 &= 1 - 0.34(a/t) - 0.11(a/c)(a/t), \\ H_2 &= 1 - (a/t) \{1.22 + 0.12(a/c)\} + (a/t)^2 \{0.55 - 1.05(a/c)^{0.75} + 0.47(a/c)^{1.5}\}, \\ f_w &= \left\{ \sec \left[\left(\frac{\pi c}{2b} \right) \right] \sqrt{\frac{a}{t}} \right\}^{\frac{1}{2}}. \end{aligned}$$

σ_s と σ_{eb} は図 A.1 に示した. 表面き裂の最深部における K 値は $\phi = \pi/2$ で求められる.

$K_{(c)}$ は, 図 A.1(c) に示す応力集中場に存在する片側貫通き裂の K 値を, 図 A.2 に示すように, 重ね合わせの原理に基づいてき裂面に集中力が付与されている片側貫通き裂の K 値に置き換えて式(A.3)により与えられる[5-31][5-20].

$$K = \frac{2P}{\sqrt{\pi a}} \frac{G(x/a, a/t)}{(1-a/t)^{3/2} \sqrt{1-(x/a)^2}} \quad (\text{A.3})$$

ここで

$$\begin{aligned} G(\chi, \alpha) &= g_1(\alpha) + \chi g_2(\alpha) + \chi^2 g_3(\alpha) + \chi^3 g_4(\alpha), \\ g_1(\alpha) &= 1.300 - 1.309\alpha + 12.13\alpha^2 - 24.96\alpha^3 + 30.65\alpha^4 - 15.07\alpha^5, \\ g_2(\alpha) &= -136.4 + 71.42\alpha - 9.105\alpha^2 + 82.82\alpha^3 - 116.1\alpha^4 + 82.49\alpha^5 + 136.3(1-\alpha)^{1/2}, \\ g_3(\alpha) &= 165.3 - 90.90\alpha + 24.17\alpha^2 - 153.9\alpha^3 + 209.1\alpha^4 - 130.1\alpha^5 - 165.5(1-\alpha)^{1/2}, \\ g_4(\alpha) &= -60.31 + 34.27\alpha - 16.11\alpha^2 + 76.90\alpha^3 - 99.07\alpha^4 + 57.15\alpha^5 + 60.38(1-\alpha)^{1/2}, \\ \chi &= x/a, \\ \alpha &= a/t. \end{aligned}$$

$K_{(d)}$ は、図 A.3 に示すように、一様引張と単純曲げを受ける片側貫通き裂[岡村 線形破壊力学入門]の K 値であり、式(A.4)により与えられる。

$$K_{(d)} = \sigma_t \sqrt{\pi a} F_t(a/t) + \sigma_b \sqrt{\pi a} F_b(a/t) \quad (\text{A.4})$$

ここで

$$\sigma_t = (\sigma_s + \sigma_{eb})/2$$

$$\sigma_b = (\sigma_s - \sigma_{eb})/2$$

$$F_t(a/t) = \sqrt{\frac{2}{\pi(a/t)} \tan \frac{\pi(a/t)}{2} \frac{0.752 + 2.02(a/t) + 0.37[1 - \sin\{\pi(a/t)/2\}]^3}{\cos\{\pi(a/t)/2\}}}$$

$$F_b(a/t) = \sqrt{\frac{2}{\pi(a/t)} \tan \frac{\pi(a/t)}{2} \frac{0.923 + 0.199[1 - \sin\{\pi(a/t)/2\}]^4}{\cos\{\pi(a/t)/2\}}}$$

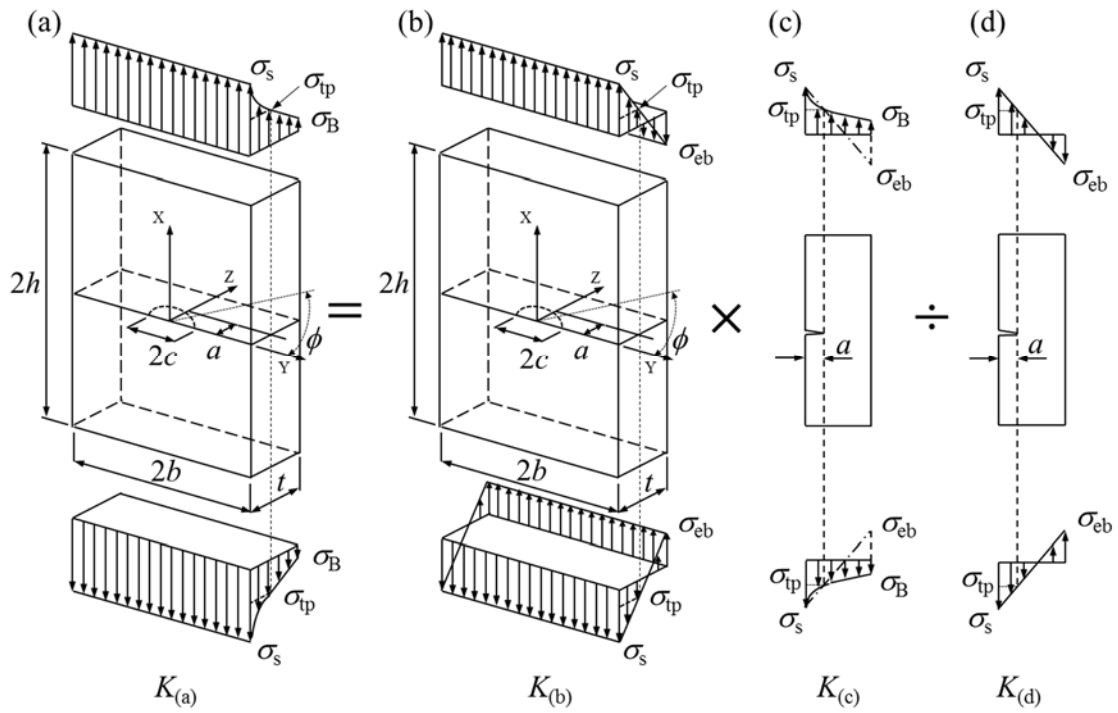


Fig. A.1 Approximation method to estimate the stress intensity factor at the deepest point of a surface crack subjected to a uniform stress distribution along the crack line with the stress varying in the thickness direction. (a) Surface crack in a plate in stress concentration field, (b) surface crack subjected to linearized stress distribution carried out across the crack, (c) 2D edge crack in stress concentration field, (d) 2D edge crack subjected to linearized stress distribution across the crack.

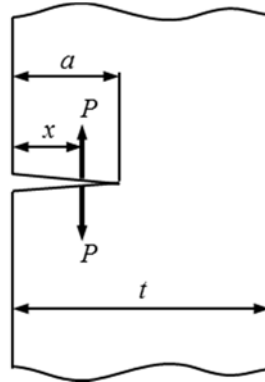


Fig. A.2 2D edge crack in finite plate subject to concentrated force on crack surface.

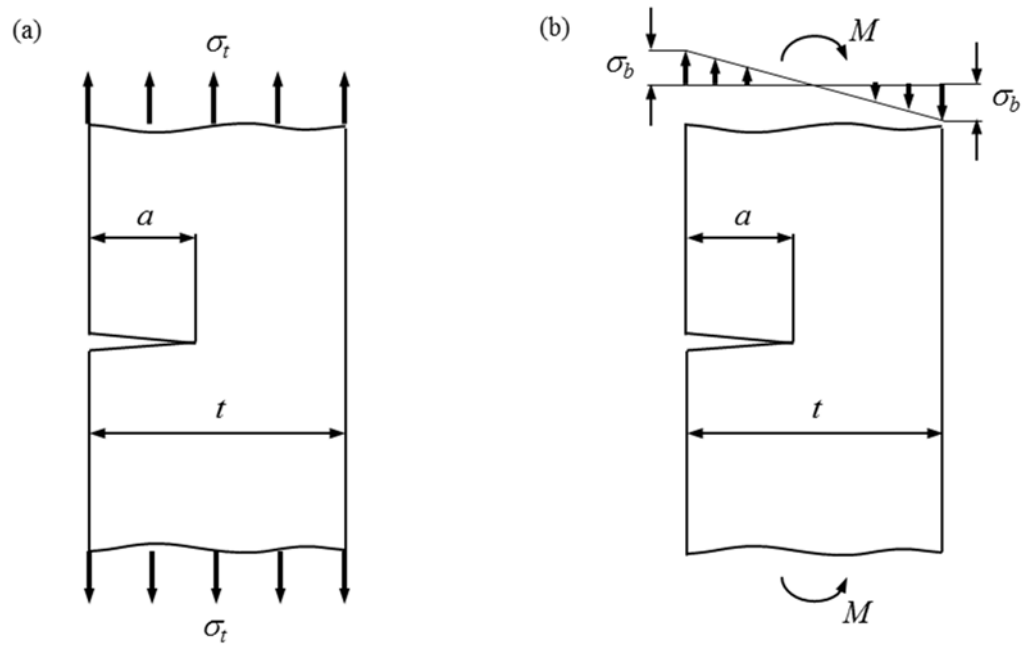


Fig. A.3 2D edge crack in finite plate subject to (a) tension load and (b) bending load.

謝辞

本研究の遂行および論文執筆にあたり，終始懇切丁寧なご指導とご鞭撻を頂きました東北大学大学院工学研究科附属先端材料強度科学研究センター小川和洋教授に心から御礼申し上げます。

東北大学大学院工学研究科附属先端材料強度科学研究センター橋田俊之教授，同航空宇宙工学専攻岡部朋永教授，同附属先端材料強度科学研究センター市川裕士准教授には，本論文作成にあたり，有益なご助言，ご指導を賜りました。ここに深く感謝の意を表します。

本研究を遂行するにあたりご支援を賜るとともに研究の機会を与えて頂きました JFE スチール株式会社副社長 曾谷保博博士ならびにスチール研究所所長 瀬戸一洋博士に心より御礼申し上げます。

本論文作成における主な研究活動は，JFE スチール株式会社にて行いました。研究の遂行にあたり，ご指導，ご助言を頂きました占部俊明博士（スチール研究所主席研究員），吉武明英博士（現 日本塑性加工学会事務局長），平本治郎博士（スチール研究所主席研究員），玉井良清博士（スチール研究所薄板加工技術研究部部長），稲積透博士（現 JFE テクノリサーチ株式会社 フェロー），富田邦和博士（現 JFE テクノリサーチ株式会社 主査），藤田毅博士（元 薄板加工技術研究部主任研究員），比良隆明氏（元 薄板加工技術研究部主任研究員）に心から御礼申し上げます。また，時田裕一氏（薄板加工技術研究部主任研究員）ならびに山口尚記氏（同研究員）には実験および解析の遂行に多大な貢献をして頂きました。深く感謝致します。

株式会社 SUBARU 第一技術本部 高橋英孝氏には実車を用いた貴重な実験結果をご提供頂きました。心より御礼申し上げます。

小川研究室の学生ならびに職員の皆様には，研究を進める上でお世話になりました。特に，修士2年 奥田莞司氏にはコールドスプレー法での試験体作製に粘り強く取り組んで頂き，多大な協力をして頂きました。この場を借りて感謝の意を表します。

皆様からのご指導，ご支援のお蔭で，本研究を学位論文にまとめることができました。心より御礼申し上げます。

最後に，大学での研究および論文執筆に理解を示し協力してくれた，妻，息子，娘にこの場を借りて感謝の意を表します。

2019 年 1 月 15 日

塩崎 毅